

**Gradl**, čvrsta, prugasta pamučna ili lanena tkanina u platnenom ili kepernom vezu, upotrebljava se za izradbu muškog rublja, kuta, radnih odijela i madraca.

**Inlet**, vrlo gusta pamučna tkanina, obično u kepernom vezu, osnova neobojena, potka plava ili bijedocrvena, površina puna i glatka, nepropusna za perje, što se postiže parafiniranjem i kalandriranjem, upotrebljava se za izradbu jastučnica i strunjača.

**Katun**, v. kreton.

**Keper**, općenit naziv za tkaninu s kosim redovima od različitih sirovina, tkanu u kepernom vezu.

**Krep**, lagana svilena tkanina, zrnčaste površine ako je u krepnom vezu, a nabrane i valovite ako je od jako uvijene prede. Izrađuje se i od vune i pamučne prede, upotrebljava se za izradbu haljina, bluza i ženskog rublja.

**Kreton** (katun, cic), jaka, gusta, jednostavna pamučna tkanina u platnenom vezu, bijela, apretirana ili tiskana, upotrebljava se za izradbu zavjesa, posteljine, prekrivača i ljetne odjeće.

**Krombi**, teška, puna vunena tkanina, s rebrastim vezom sličnim ribljem kepernom vezu, upotrebljava se za izradbu zimskih kaputa.

**Lister**, sjajna, lagana vunena tkanina u platnenom vezu, upotrebljava se za izradbu ljetnih muških kaputa.

**Loden** (darovac), dlakava vunena tkanina dobre kvalitete, gusta, teška, čvrsta i otporna, skoro nepromočiva, maslinaste ili sive boje, upotrebljava se za izradbu kaputa (hubertus), te lovačkih i šumarskih odijela.

**Panama**, mekana, porozna pamučna tkanina u panama-vezu, s malim kvadratičima, rjeđe od kemijskih vlakana ili viskoze, upotrebljava se za izradbu košulja, bluza, haljina i ljetnih odijela.

**Pike**, dvostruka pamučna ili viskozna tkanina, mjehurasta, s udubljenjima zbog zatezanja donje osnove, gornja je tkanina od finije i tanje prede, upotrebljava se za izradbu bluza, haljina, kaputa i djeće odjeće.

**Platno**, tkanina tkana u platnenom vezu. Pamučna tkanina u platnenom vezu naziva se kreton ili katun, svilena taft, a vunena suknja. Vrlo je cijenjeno *laneno platno*.

**Pliš**, vlasasta tkanina slična baršunu, ali s vlaskom višim od 3 mm, upotrebljava se kao tkanina za namještaj i za dekorativne svrhe.

**Popelin**, fina pamučna tkanina u platnenom vezu s većom gustoćom osnove, ripsasta izgleda, bijeljena i mercerizirana, fina opipa, vrlo otporna na gužvanje, upotrebljava se za izradbu muških košulja, ženskih bluza i ljetne odjeće, a teži i impregnirani popelin (tzv. *balonska svila*) upotrebljava se za kišne ogrtače. Izrađuje se i od svile i viskoze.

**Rips**, naziv za tkanine u rips-vezu, s uzdužnim, poprečnim ili kosim rebrastim brzadama jednakih (glatki rips) ili različite širine (miješani rips). Ojačani rips ima glatko naličje.

**Samt**, v. baršun.

**Saten**, v. atlas.

**Sukno**, teška i gusta vunena tkanina u platnenom vezu, jako čupavljena i pustana, pa je vez praktički nevidljiv, upotrebljava se za izradbu odora i željeznicaških odijela, a zeleno se sukno upotrebljava za konferencijske i biljarske stolove.

**Šantung**, svilena tkanina neravne površine s vretenastim zadebljanjima, ujedno i naziv za sve tkanine od takve vlasaste prede, upotrebljava se za izradbu haljina, bluza, kostima i ogrtača.

**Taft**, sjajna i tanka svilena tkanina u platnenom vezu, izrađuje se i od kemijskih vlakana, upotrebljava se za izradbu večernjih haljina, bluza, podstave, kišobrana te za dekoraciju.

**Til**, laka, prozirna mrežasta tkanina, često se upotrebljava za izradbu zastora.

**Tropikal**, lagana, porozna tkanina u platnenom vezu, upotrebljava se za izradbu ljetnih muških odijela i ženskih haljetača.

**Tvid**, gruba, melirana vunena tkanina u kepernom ili platnenom vezu, dlakave površine, upotrebljava se za izradbu muških odijela športskog kroja i ženskih kostima.

**Velur**, vrsta baršuna, kvalitetna vunena tkanina čupavljene i šišane površine, upotrebljava se za izradbu ogrtača. Vrlo je cijenjen velur od devine dlake.

LIT.: *J. Schneider*, Weberci. Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg-New York 1961. – *J. Schneider*, Vorberichtigsmaschinen für die Webers. Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg-New York 1963. – *P. Böttcher*, Textiltechnik. VEB Fach-

buchverlag, Leipzig 1977. – *H. Hollstein*, Fertigungstechnik – Weberei. VEB Fachbuchverlag, Leipzig 1978. – *H. W. Krause*, Textil-Technik. Institut für Textilmachinenbau und Textilindustrie, ETH Zürich, Zürich 1983. – Vorberichtigungsstechnik für die Weberci, Wirkerei und Strickerei. VEB Fachbuchverlag, Leipzig 1983. – *V. Orešković*. Neki rezultati primjene znanstvenih istraživanja na području pripreme prede; *J. Hadina*, *V. Orešković*, Procesi i perspektive u tkalaštvu. Zbornik referata. Savez inženjera i tehničara tektstilaca Hrvatske i Institut za tekstil i odjeću, Zagreb 1988. – *K. Mahall*, Qualitätsbeurteilung von Textilien. Schiele & Schön, Berlin 1990. – Tekstilna vlakna i suvremeni procesi proizvodnje tekstila. SITH i ITO, Zagreb 1991. – *A. Hofer*, Textil- und Modelexikon. Deutscher Fachverlag, Frankfurt am Main 1992. – *J. G. Bieser*, Schären – Zetteln – Schlichten. Vorberichtigung für die Wirkerei und Weberei. Fachhochschule für Technik und Wirtschaft, Reutlingen 1994.

*A. Prus* *V. Strmecki*

**TOPLINSKA OBRADBA METALA**, skup postupaka kojima se metalni obradak u čvrstom stanju podvrgava promjenama temperature s vremenom da bi mu se promjenila struktura, a time i svojstva. Tijekom toplinske obradbe može se mijenjati i kemijski sastav površinskih slojeva obratka. Ako su te promjene nepoželjne, površinske slojeve obratka treba zaštititi (npr. zaštitnim plinom), a ako su poželjne, treba difuzijske procese regulirati termofizijskom ili termokemijskom obradbom (npr. cementiranjem, nitriranjem, boriranjem itd.).

Postupci toplinske obradbe primjenjuju se kao pripremni radi poboljšanja određenih proizvodnih svojstava (zavarivost, obradivost odvajanjem čestica) i kao završni da bi se postigla konačna mehanička, fizikalna i kemijska svojstva.

Budući da je toplinska obradba metala neodvojiv dio znanosti o metalima, to njezin razvoj počinje u doba kada su se počele upotrebljavati prve toplinske obradive slitine. Tako su se, npr., najstariji predmeti od željeznih slitina našli već u egipatskim kraljevskim grobnicama. Bili su to predmeti izrađeni od slike željeza i nikla, vjerojatno meteoritskog podrijetla, koji su bili cementirani i gašeni, pa se čini da je bio i najstariji postupak toplinske obradbe.

Oko ←900. spominje Homer u Odiseji »gašenje bojnih sjekira nakon kovanja, te ponovno uigrijavanje«, što bi odgovaralo postupku popuštanja. Oko ←600. prizvodilo se oružje i oruđe od čelika u Indiji i Perziji, odakle je preko Damaska njegova proizvodnja prenesena u Europu. Ono se prizvodilo kovanjem i prekvivanjem tankih folija niskougljičnog čelika te gašenjem na zraku (sablje damaškinje). Čini se da se sličan postupak proizvodnje mačeva primjenjivao i u Japanu (samurajski mačevi).

U srednjem su vijeku postupke toplinske obradbe, osobito cementiranja mačeva i helebaridi, preuzeuli alkemici, pa su i do danas sačuvani primjeri rečepata s pomalo egzotičnim i nepotrebним dodacima drvenom ugljenu kao sredstvu za pougljičenje.

Prva poznata sustavna opažanja znanstvenog značenja potječe iz 1720. od R. A. F. Réaumura, koji je uočio promjenu obujma čelika kaljenjem i pokušao ju je znanstveno objasniti. UXVIII. st. B. Huntsman je uveo u metalurgiju čelika tiganjski postupak pretaljivanja, što je omogućilo veliku čistoću ugljičnog čelika (tada jedine vrste čelika), a time i veću pouzdanošću pri kaljenju.

Na polju mikrografskih praćenja strukturalnih promjena čelika toplinskom obradbom ističu se oko 1865. godine H. C. Sorby i L. Troost. S legiranjem eksperimentiraju R. Musket (1868) te F. W. Taylor i E. White (oko 1900) pa potonja dvójica uspijevaju na Svjetskoj izložbi u Parizu demonstrirati rezni učin tzv. samokaljivoga legiranog čelika, što odgovara današnjem brzoreznom čeliku S 18-0-1 (0,85% C, 18% W, 4% Cr, 1% V). Gašenje u vodi zamjenjuje se sve više gašenjem u ulju, na zraku i u zaštitnim plinovima, što zahtijeva usavršavanje uređaja za austenitizaciju, sredstava za zaštitu i gašenje, regulacije temperaturno-vremenskih ciklusa itd.

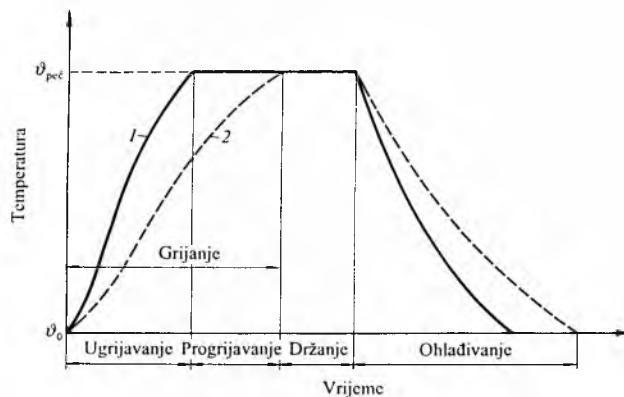
U isto doba (1900. godine) objavljuje W. C. Roberts-Austen poznate ravnotežne dijagrame Fe-C, koji otada služe kao osnova za proučavanje i kao polazište za utvrđivanje nekih parametara postupaka toplinske obradbe čelika i željeznih ljevova.

Prvih desetljeća našeg stoljeća djeluju istaknuti znanstvenici: F. Wever i A. Rose objavljaju istodobno s E. C. Bainom i E. S. Davenportom temperaturno-vremenske pretvorbene dijagrame (dijagrame TTT), M. A. Grossmann, W. E. Jominy, W. Crafts, J. L. Lamont i suradnici proučavaju i kvantitativno definiraju prokaljivost čelika, G. V. Kurdumov i P. Payson proučavaju pojave pri popuštanju kaljenog čelika, G. F. Ratap i E. H. Loudremon sustavno proučavaju posebne plemenite i latne čelike i njihovu toplinsku obradbu, koja s razvojem čelika postaje sve osjetljivija i sve važnija za završnu kvalitetu proizvoda. H. L. Le Chatelier uvodi metode praćenja fizičkih pojava (toplinska analiza, dilatometrija), a nekoliko još živućih znanstvenika proučava te pojave pomoći rendgenske difracije, pretražnog mikroskopa, transmisione tehnike itd.

Povijesni razvoj postupaka toplinske obradbe neželjeznih slitina počinje mnogo kasnije, iako su neki metali i slitine (npr. bakar i bronca) bili poznati i prije željeza. Godine 1906. primijetio je A. Wilm da se aluminijskoj slitini s 4,5% bakra i 0,5% magnezija nakon gašenja i višednevneg stajanja pri 20 °C povećava vlačna čvrstoća gotovo dvostruko i da je jednaka onoj osrednjega konstrukcijskog čelika (~500 N/mm<sup>2</sup>). To je opažanje označilo početak proučavanja prirodnog i umjetnog starenja (dorzirjevanja) aluminijskih i bakrenih slitina te nekih vrsta visokolegiranih čelika. Prve znanstvene pretpostavke o procesima starenja definirao je 1919. P. D. Merica. Međutim, njegove su pretpostavke oko 1938. djelomice opovrgnute ra-

dovima A. Guiniera i G. D. Prestona, koji su postavili današnje predodžbe uzroka starenja pomoću tzv. Guinier-Prestonovih zona, tj. nakupina bakrenih atoma i disozije rešetke. Tek je primjena teorije gibanja i kočenja dislokacija u realnim polikristalčkim metalima i njihovim slitinama omogućila bolju spoznaju o mehanizmima očvrstnica i o njihovu učinku na mehanička svojstva. U tom smislu treba, među ostalima, spomenuti radove A. H. Cotrella, E. Hornbogena, N. Y. Petcha, N. Halla i C. V. Samsonova.

Svaki se postupak toplinske obradbe može opisati funkcijom  $\vartheta=f(t)$ , tj. ovisnošću temperature o vremenu (tzv. dijagram postupka, sl. 1). *Trajanje ugrijavanja je vrijeme u kojem površinski slojevi obratka postižu temperaturu peći (koja se naziva i temperaturom postupka).* Trajanje progrijavanja je vrijeme od završetka ugrijavanja do trenutka kad i jezgra obratka postiže temperaturu peći. Trajanje držanja je vrijeme u kojem je čitav obradak izložen temperaturi peći, a trajanje ohlađivanja je vrijeme u kojem se cijela masa obratka ohlađi na temperaturu okoliša. Brzina ugrijavanja i brzina ohlađivanja nemaju posebne važnosti u praksi jer su vrijednosti brzina u svakom trenutku drukčije. Brzinu ohlađivanja predstavlja derivacija temperature po vremenu, tj. nagib tangente u svakoj točki krivulje ohlađivanja. Taj se nagib mijenja od točke do točke, pa pojam brzina hlađenja nije jednoznačno brojčano obuhvatljiv. Važnije su veličine koje pokazuju trajanje temperaturnih promjena u određenom temperaturnom intervalu. Tako se za karakteriziranje intenzivnosti ohlađivanja često primjenjuje parametar ohlađivanja, npr.  $\Delta t_{8/5}$ , što je oznaka za trajanje ohlađivanja između 800 i 500 °C.



Sl. 1. Opći dijagram toplinske obradbe. 1 površinski slojevi, 2 jezgra obratka,  $\theta_0$  početna temperatura,  $\theta_{peć}$  temperatura peći (temperatura postupka)

Da bi se potpuno definirao određeni postupak toplinske obradbe treba, prema dijagramu postupka, kvantificirati parametre. Tako temperaturu peći i parametar  $\Delta t_{8/5}$  prema slici 1 treba utvrditi s obzirom na sastav slitine, dok će trajanje ugrijavanja i progrijavanja uglavnom ovisiti o obliku i dimenzijama metalnog obratka, te o prijelazu topline.

Za utvrđivanje temperature postupka najčešće služe ravnotežni dijagrami stanja (npr. dijagram željezo-ugljik), odnosno tzv. dijagrami TTS (engl. Time, Temperature, Solution – vrijeme, temperatura, otapanje), dok se za utvrđivanje potrebne intenzivnosti ohlađivanja obično upotrebljavaju dijagrami TTT (engl. Time, Temperature, Transformation – vrijeme, temperatura, pretvorba). Potanje o tome v. Čelik, TE 3, str. 49; v. Metalografija, TE 8, str. 427.

**Vrste postupaka toplinske obradbe.** Razlikuju se sljedeći postupci toplinske obradbe:

#### 1. Integralna toplinska obradba:

- žarenje I. reda
  - žarenje II. reda
  - gašenje fazno promjenljivih slitina (kaljenje)
  - gašenje fazno nepromjenljivih slitina (homogenizacija)
  - popuštanje
  - precipitacijsko otvrdnjivanje (starenje, dozrijevanje)
- priблиžavanje stanju stabilne ravnoteže

udaljavanje od stanja stabilne ravnoteže

ponovno (neznatno) priблиžavanje stanju ravnoteže

#### 2. Toplinska obradba površinskih slojeva:

- a) Obradba bez promjene kemijskog sastava:
  - plameno ugrijavanje

- induksijsko ugrijavanje
  - ugrijavanje visokom energijom
- b) Termodifuzijska (termokemijska) obradba:
- cementiranje
  - karbonitriranje
  - nitriranje i nitrokarburiranje
  - boriranje
  - termodifuzija metala itd.

Integralna (prava, čista) toplinska obradba postupak je u kojem se ugrijava cijela masa obratka, a kemijski se sastav ne mijenja namjerno. Nasuprot tome, pri termodifuzijskim se obradbama hotimice mijenja kemijski sastav površinskih slojeva obratka radi promjene njihove strukture, a time i svojstava.

U postupcima žarenja I. reda fazne pretvorbe (transformacije) ili ne nastaju ili nemaju osobitu važnost za ona svojstva na koja se takvim postupcima želi utjecati.

Žarenjem II. reda redovito se postižu faze pretvorbe kako bi po završetku postupka nastali željeni strukturalni oblici.

Gašenjem fazno nepromjenljivih slitina zadržava se stanje postignuto pri temperaturi postupka, dok gašenje fazno promjenljivih slitina uzrokuje bezdifuzijsku (prije klopnu) pretvorbu, npr. u čeliku pretvorbu austenita u martenzit.

Postupci popuštanja kaljenog čelika uzrokuju postupan i djelomičan raspodjeljivanje strukture nastale kaljenjem, što povećava žilavost, a smanjuje zaostala toplinska i pretvorbena naprezanja, tvrdoću, granicu tečenja itd.

Umjetnim starenjem (dozrijevanjem) postiže se precipitacija komponenata iz prezasićene (homogenizirane) čvrste otopine te njihovo spajanje u čestice međumetalnih spojeva. Te čestice očvršćuju otopinu jer sprečavaju gibanje dislokacija.

#### ŽARENJE I. REDA

Žarenje I. reda primjenjuje se prije svega na fazno nepromjenljive slitine. Tim se postupcima žare i fazno promjenljive slitine, ali se žarenje provodi ili pri temperaturama nižim od pretvorbenih (npr. rekristalizacijsko žarenje), ili kad osnovni cilj žarenja nije postizanje točno određena strukturalnog oblika (npr. difuzijsko ili homogenizacijsko žarenje).

Temelj je tih postupaka fizikalni proces difuzije, pa se o parametrima postupaka žarenja I. reda može, barem polukvantitativno, zaključiti iz Fickovih zakona (v. Difuzija, TE 4, str. 310), prema kojima vrijedi da je prirast mase za smjer  $x$

$$dm_x = -D \frac{dc}{dx} dA dt, \quad (1)$$

gdje je  $D$  koeficijent difuzije,  $c$  koncentracija,  $A$  ploština presjeka u pravcu difuzije, a  $t$  vrijeme. Ako je

$$D = D_0 \exp -\frac{Q}{RT}, \quad (2)$$

gdje je  $D_0$  konstanta prividno neovisna o temperaturi, a ovisna o vrsti difundirajućih atoma, onda za prosječni prijeđeni difuzijski put atoma vrijedi

$$\bar{s} = \sqrt{2Dt} = \sqrt{2D_0 \exp -\frac{Q}{RT}} t, \quad (3)$$

a za brzinu difuzije:

$$\bar{v} = \frac{dm}{dt} = D \frac{dc}{dx} dA = D_0 \exp -\frac{Q}{RT} \frac{dc}{dx} dA, \quad (4)$$

gdje je  $Q$  toplina,  $R$  plinska konstanta, a  $T$  temperatura. Kako se tijekom difuzije koncentracijska promjena  $dc/dx$  smanjuje, općenito se može zaključiti da je homogenizacija sastava samouspoređujući proces, jer će se smanjenjem koncentracijske promjene smanjivati i difundirajuća masa (1) i brzina difuzije (4).

Ipak, pri praktičnoj primjeni difuzijskih zakona treba uzeti u obzir da koncentracijski pad  $dc/dx$  nije jedini usmjerivač difuzije. Tako će, npr., u slitinama Fe-C ugljik uvijek difundirati s mjesta svoje veće aktivnosti prema mjestu manje aktivnosti, što može

biti i u smjeru suprotnom padu koncentracije ugljika. Kako, npr., silicij povećava aktivnost ugljika, ugljik će, ako postoji segregacija silicija, migrirati na mesta smanjene koncentracije silicija bez obzira na smjer promjene svoje koncentracije. Osim toga, treba još uzeti u obzir da silicij i ostali legirni elementi u željeznim slitinama difundiraju mnogo sporije od ugljika.

Iz Fickovih se zakona dalje može zaključiti da će difuzijski procesi biti to intenzivniji što je viša temperatura postupka i što je slitina dulje izložena toj temperaturi.

**Homogenizacijsko (difuzijsko) žarenje.** Takvo se žarenje provodi pri visokim temperaturama, a svrha mu je da se smanje mjestimične razlike kemijskog sastava koje su nastale zbog segregacije. Naime, budući da brzina ohlađivanja odljevka nije beskonačno malena, nego je konačna, pa nema dovoljno vremena da se kemijski sastav difuzijski izjednači, nastat će od sloja do sloja kristaliti različita sastava. Posljedice su prisutnosti segregata u slitini: povećava se anizotropija svojstava nakon oblikovanja toplo deformacijom zbog vrpčasta rasporeda bivših segregiranih slojeva, smanjuje se duktilnost odljevka, osobito ako je sekundarna segregirana faza krhk i ako je izlučena po granicama kristalita u obliku zatvorene mreže, smanjuje se otpornost odljevka prema koroziji i prema prirodnom starenju.

Homogenizacijsko žarenje treba po mogućnosti provesti još u lijevanom stanju slitine, dakle prije tolog oblikovanja. Temperature postupka takva žarenja iznose  $80\cdots95\%$  vrijednosti termodinamičke temperature tališta,  $0,80\cdots0,95 T_i$  (tabl. 1). Postupak traje od nekoliko sati do nekoliko dana, a ohlađivanje je vrlo sporo, u peći, ili umjereno sporo, na zraku.

Tablica 1  
TEMPERATURE HOMOGENIZACIJSKOG ŽARENJA

Materijal	Temperatura homogenizacijskog žarenja °C
Aluminij	~500
Magnezij	~400
Bakar–kositar	650…700
Cink–aluminij	~350
Čelični lijev	1100…1250

Osim prednosti, treba spomenuti i nedostatke homogenizacijskog žarenja: a) ogrubljenje kristalita sjedinjavanjem nekoliko zrna u jedno veće. Zrna fazno nepromjenljivih slitina mogu se ponovno usitniti deformacijom i rekristalizacijskim žarenjem, a zrna fazno promjenljivih slitina još i normalizacijskim žarenjem; b) koagulacija sekundarne faze i heterogenizacija zbog koagulacije netopljivih nečistoća. Obje se te nepoželjne pojave mogu umanjiti sniženjem temperature postupka i ubrzanim ohlađivanjem s temperature homogenizacijskog žarenja; c) otvrđujuće zbog djelomičnog ili potpunog zakaljivanja. Ponovno omekšanje postiže se visokim popuštanjem, žarenjem radi sniženja zaostalih naprezanja ili mekim žarenjem.

**Grubožrnato žarenje.** Obradivost odvajanjem čestica može se poboljšati ogrubljenjem kristalita. Ugrijavanjem slitine do razmjerne visokih temperatura povećat će se topljivost različitih nečistoća i primjesa, a uz to će zrna težiti smanjenju omjera ploštine i obujma i međusobno će se sjedinjavati (rast zrna). Ohlađivanje se nakon takva žarenja obično provodi sporo, u peći.

Grubožrnatim se žarenjem smanjuje duktilnost, pa pri obradi odvajanjem čestica nastaje lomljena, a ne nepoželjna spiralna strugotina, što daje kvalitetniju površinu obrađenog proizvoda i produljuje trajnost reznog alata.

Kako je grubožrnatost slitina općenito nepoželjna, ta se vrsta žarenja primjenjuje na fazno promjenljive slitine, npr. na nisko-ugljične čelike, jer se čelično kristalno zrno može ponovno usitniti (normalizacijskim žarenjem nakon završene obrade odvajanjem čestica).

**Rekristalizacijsko žarenje.** U tom se postupku toplinske obrade nastajanjem klica kristalizacije i rastom zrna (bez pretvorbe faza) stvara novo zrno u prethodno hladno oblikovanom metalu. Tim se žarenjem postiže omekšanje i veća duktilnost. Rekristalizacijsko se žarenje obično primjenjuje nakon hladne

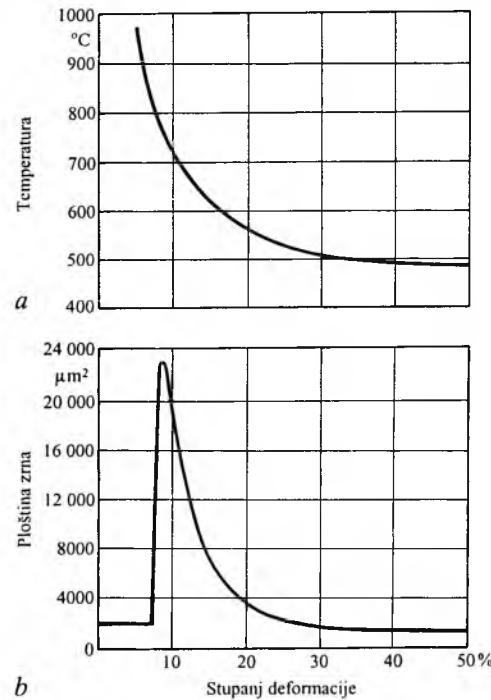
plastične obrade metala (v. *Plastična obrada metala*, TE 10, str. 309).

Metalu se deformacijom hladnim oblikovanjem povećava razina slobodne energije, a on teži da tu razinu smanji. Pritom je najvažnija difuzija, a za razumijevanje tih procesa korisne su jednadžbe (1)…(4). Intenzivnost difuzije ovisi u prvom redu o temperaturi ugrijanja hladno deformirana metalnog obratka. Tako će, uz prihvatljivo trajanje, nastati relaksacija pri temperaturi  $0,25 T_i$ , a rekristalizacija pri temperaturi  $0,38\cdots0,42 T_i$ . U nekim metala nižeg tališta može već pri sobnoj temperaturi nastati relaksacija, ili čak rekristalizacija. Pri relaksaciji radi se o preraspodjeli defekata rešetke (praznina, dislokacija malokutnih granica – relaksacija I. reda) ili o poligonizaciji (pri temperaturi  $0,30\cdots0,35 T_i$  – relaksacija II. reda).

Nešto više temperature relaksacije II. reda, ili pak znatno produljena trajanja, mogu uzrokovati koalescenciju (srastanje) podzrna, koja mogu narasti i do  $10\text{ }\mu\text{m}$ , ali se još uvijek nalaze unutar deformiranog kristalita.

Tijekom relaksacije znatnije se mijenjaju ona svojstva slitine koja su vezana uz dislokacije (npr. električna otpornost), a u manjoj mjeri i svojstva vezana uz elastično napregnuta područja (npr. koercitivna sila).

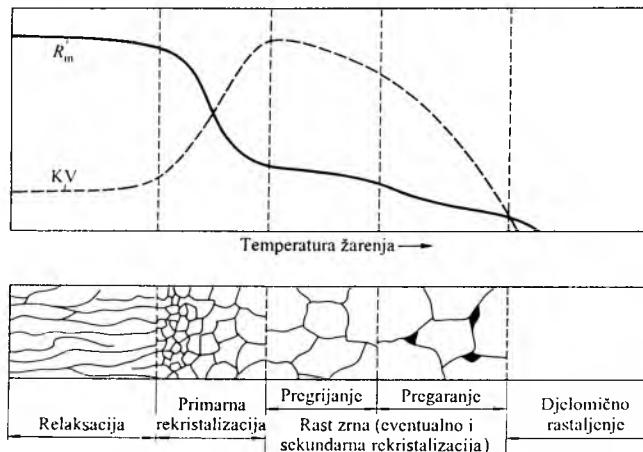
Pri temperaturama  $\sim0,4 T_i$  počinje, za vrlo deformirano stanje, tipičan kristalizacijski proces: rekristalizacija, tj. stvaranje novih velikokutnih zrna, počevši od klica unutar deformiranih kristalita. Rekristalizacija će za niže stupnjeve deformacija početi tek pri višim temperaturama. Na slici 2 prikazani su temeljni dijagrami rekristalizacije i njezina učinka na veličinu rekristaliziranog zrna čistog željeza. Može se uočiti da će potrebna temperatura rekristalizacije biti to niža što je stupanj hladne deformacije bio viši.



Sli. 2. Temeljni rekristalizacijski dijagrami čistog željeza. Ovisnost temperature potrebne za rekristalizaciju (a) i ploštine rekristaliziranog zrna (b) o stupnju hladne deformacije

Nakon potpune rekristalizacije u području sitnoga kristalnog zrna, za što je potrebno prethodno hladno oblikovanje sa stupnjem deformacije  $\epsilon \geq 30\%$ , praktički se vrijednosti svih mehaničkih i fizikalnih svojstava vraćaju na vrijednosti prije hladnog oblikovanja. Ako bi se radi rekristalizacije primijenile previsoke temperature ili predugo vrijeme, nastale bi postrekristalizacijske promjene: rast rekristaliziranog zrna, pa čak i sekundarna rekristalizacija. Rast zrna, a pogotovo sekundarna rekristalizacija, posebno su neugodni za fazno nepromjenljive slitine jer se, za razliku od fazno promjenljivih slitina, zrno više ne može usitniti (npr. normalizacijskim žarenjem).

Skupni pregled zbivanja pri porastu temperature rekristalizacijske obradbe hladno oblikovana metala deformacijom daje sliku 3.



Sl. 3. Ovisnost vlačne čvrstoće ( $R_m$ ) i žilavosti ( $KV$ ) te teksture hladno oblikovanog metala deformacijom o temperaturi žarenja

**Relaksacijsko žarenje** upotrebljava se onda kad bi rekristalizacijsko žarenje uzrokovalo prejako omekšanje (npr. za aluminijske slitine) ili kad bi potpuna rekristalizacija uzrokovala veliku krhkost pri sobnoj temperaturi (npr. za slitine molibdena i volframa). Nadalje, bakrene se slitine s kromom, niklom i aluminijem samo relaksiraju pri  $\sim 200^\circ\text{C}$ , jer bi rekristalizacijskim žarenjem vjerojatno nastala tzv. toplinska poroznost na granicama zrna kao posljedica velikih naprezanja na tim mjestima.

Pravo se **rekristalizacijsko žarenje** provodi zato da se omogući daljnje hladno oblikovanje deformacijom onih obradaka, koji su tijekom prethodnog oblikovanja suviše očvrsnuli. Češće se rekristalizacijski žare neželjene slitine, ali je uporaba toga žarenje rijeda pri proizvodnji čeličnih limova, cijevi, žice, šipki itd. hladnim valjanjem ili provlačenjem.

Iako brzine ugrijavanja nisu od primarne važnosti, ipak se preporučuje nešto brže ugrijavanje, kako proces rekristalizacije ne bi mjestimice počeo već pri nižim temperaturama. Brzine ohlajivanja ne smiju biti prevelike, kako zbog opasnosti od nastajanja vlastitih naprezanja, tako i zbog opasnosti da u precipitacijski očvrstivim slitinama ne bi nastalo homogenizacijsko gašenje.

Tablica 2 sadrži podatke o najčešćim temperaturama potpunog rekristalizacijskog žarenja.

Tablica 2

TEMPERATURE REKRISTALIZACIJSKOG ŽARENJA ZA TRAJANJE POSTUPKA OD 10...60 min UZ PRETHODNI STUPANJ DEFORMACIJE  $\epsilon = 70\%$

Materijal	Temperatura $^\circ\text{C}$
Ugljični čelik*	650...710
Bakar**	500...700
Mjed i bronca**	600...700
Bakar-nikal	700...850
Nikal	700...800
Titan	670...690
Aluminij**	300...500
Aluminijске slitine**	350...430
Magnezijske slitine	300...400

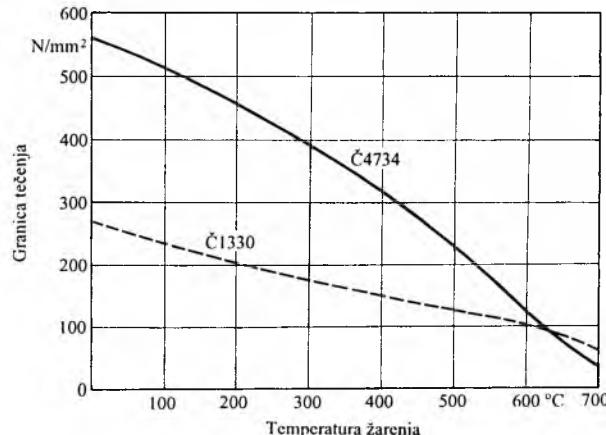
\*Ako se želi postići struktura rekristaliziranog ferita i sferoidiziranih karbida, žarenje treba produljiti na nekoliko sati.

\*\*Žarenje radi omekšanja

**Smanjivanje zaostalih naprezanja žarenjem.** Svrha je toga žarenja da se ugrijavanjem, dovoljno dugim držanjem na potreboj temperaturi i prikladnim hlađenjem smanje zaostala naprezanja bez većih strukturnih promjena. Pod zaostalom se (vlastitim) naprezanjima razumijevaju ona koja djeluju u obratku i kad se ukloni vanjsko opterećenje. Naprezanja zaostaju nakon ohlajivanja pri nekim postupcima toplinske obradbe, zavarivanja, to-

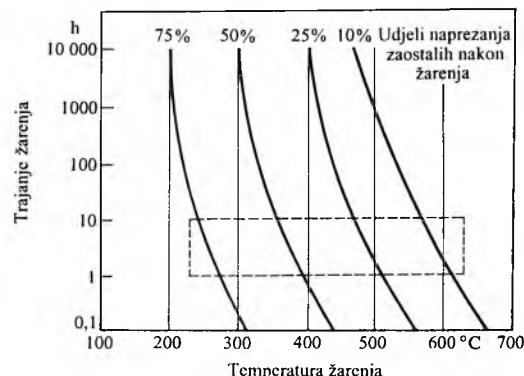
plog oblikovanja deformacijom, lijevanja itd. (toplinska zaostala naprezanja), ali i nakon obradbe odvajanjem čestica, izloženosti vibracijama itd.

Zaostala naprezanja često smanjuju nosivost konstrukcije, a najčešće im se ne zna ni smjer djelovanja. Fizikalne osnove smanjenja zaostalih naprezanja temelje se na postavci da ona ne mogu biti veća od granice tečenja, te da se svakom metalu i slitini granica tečenja smanjuje s povišenjem temperature. U primjeru na slici 4 pri temperaturi žarenja  $600\cdots 700^\circ\text{C}$  smanjuju se naprezanja tečenja, a time i eventualna zaostala naprezanja, na samo  $40\cdots 60 \text{ N/mm}^2$ , što je dovoljno nisko i tehnički prihvatljivo.



Sl. 4. Ovisnost granice tečenja dviju vrsta čelika o temperaturi žarenja

Budući da vrijednost nastalih toplinskih naprezanja ovisi gotovo samo o temperaturnoj razlici po presjeku proizvoda, ohlajivanje s temperaturom žarenja treba biti vrlo sporo, u peći. Više o režimu te vrste žarenja vidi se iz dijagrama na slici 5 i iz tablice 3.



Sl. 5. Utjecaj režima žarenja na udio reduciranih početnih naprezanja (prihvatljivi parametri režima žarenja nalaze se unutar crtkano naznačenog pravokutnika)

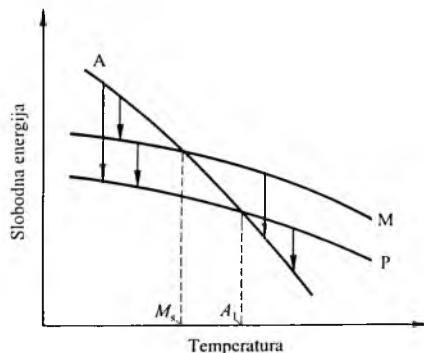
Tablica 3  
PARAMETRI ŽARENJA RADI SMANJENJA ZAOSTALIH NAPREZANJA

Slitina	Temperatura žarenja $^\circ\text{C}$	Trajanje držanja
Ugljični čelik, čelični lijev	550...680	(2,5 min)/(mm debljine)
Sivi lijev, nodularni lijev	430...600	0,5...5 h
Mjed	200...260	1 h
Titanske slitine	500...650	0,5...4 h
Aluminijске slitine	230...370	1...5 h
Magnezijske slitine	150...260	1...5 h
Metalni nikal i slitina monel	300	1...3 h

Niskotemperaturnim žarenjem sivog i nodularnog lijeva, osim smanjenja zaostalih naprezanja, postiže se i dimenzijska stabilnost, tj. završetak kristalizacije, koja, zapravo nije završila ohlajivanjem odljevka na  $20^\circ\text{C}$ , jer difuzijski procesi traju još  $1\cdots 2$  godine i mogu uzrokovati deformaciju odljevka. U odljevcima koji će u radu biti izvrgnuti povišenim temperaturama (do  $\sim 500^\circ\text{C}$ ) to će žarenje potaknuti i umjetni rast, tj. sprjećiti će da

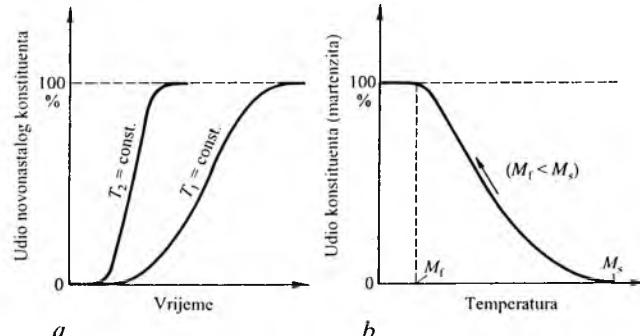
deformacija nastane tijekom uporabe odljevka pri takvim temperaturama.

Fazne pretvorbe u čvrstom stanju fazno promjenljivih slitina nastaju zbog prirodne težnje tog stanja prema razini najniže slobodne energije. Tako će se, npr., u eutektoidnom čeliku, predstavniku fazno promjenljivih slitina, na različitim temperaturama zbivati sljedeće pretvorbe (sl. 6): A → P (normalizacija, žarenje u općenitom smislu), M → P (popuštanje), P → A (austenitizacija perlit), M → A (austenitizacija martenzita), te bezdifuzijska (prije klopna) pretvorba A → M (kaljenje).



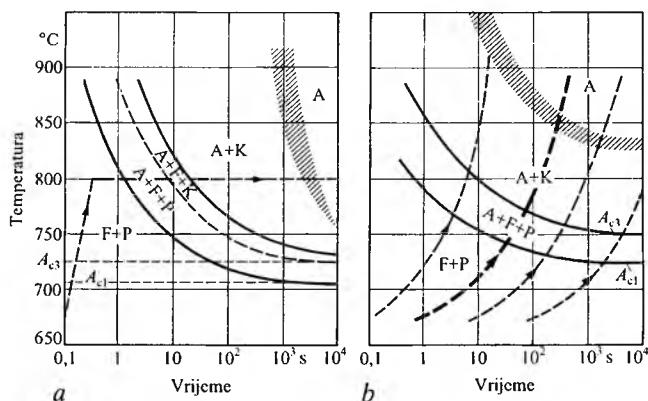
Sl. 6. Ovisnost slobodne energije konstituenten eutektoidnog čelika o temperaturi. A austenit, M martenzit, P perlit,  $M_s$  temperatura početka pretvorbe A → M pri gašenju,  $A_f$  temperatura početka pretvorbe P → A pri ugrijavanju

Intenzivnost međusobne pretvorbe fazâ ovisit će o temperaturi (izotermi), a prikazuje se kinetičkim krivuljama, tj. ovisnošću udjela novostvorenih faza o vremenu pri zadanoj izotermi za difuzijske pretvorbe (sl. 7 a), odnosno o temperaturi za bezdifuzijske promjene (sl. 7 b).



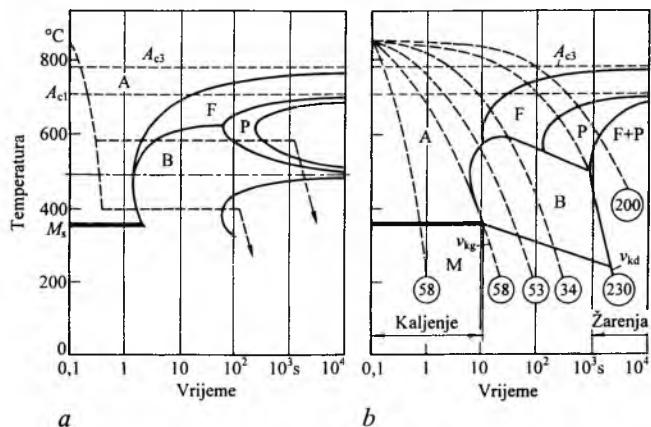
Sl. 7. Kinetičke krivulje pretvorbi. a) pretvorba uz difuziju (npr. P → A, M → P), b) bez difuzije (npr. A → M);  $M_s$  i  $M_f$  temperatura početka i završetka pretvorbe A → M pri gašenju

Zbivanja pri dovodenju topline fazno promjenljivim slitinama (npr. pri ugrijavanju čelika na temperaturu austenitizacije) prikazuju se dijagramima TTS (sl. 8). Treba uočiti promjenu slijeda otapanja s obzirom na slijed utvrđen ravnotežnim dijagramom stanja, jer brzine ugrijavanja u svakodnevnoj praksi toplinske obradbe nisu beskonačno male, nego su konačno velike pa i praktički ekstremno velike.



Sl. 8. Izotermni (a) i anizotermni (b) dijagrami TTS ugljičnog čelika s 0,7% ugljika. F ferit, K karbid;  $A_{c1}$  temperatura početka pretvorbe F+P → A,  $A_{c3}$  temperatura završetka pretvorbe F → A pri ugrijavanju (crtkanom je linijom označen tijek ugrijavanja), a sjenčano je područje prijelaza heterogenog u homogeni austenit

Faze odvođenja topline (ohladivanja) te skupine slitina prikazuju se dijagramima TTT; austenit se može u strukture žarenja ili poboljšanja pretvarati izotermno (sl. 9 a) ili anizotermno (kontinuiranim hlađenjem), dok se struktura kaljenja (martenzit) može postići samo kontinuiranim hlađenjem (gašenjem) (sl. 9 b).



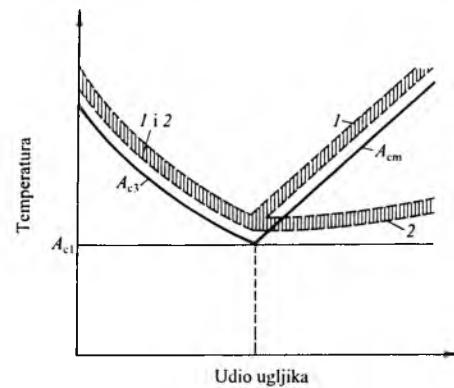
Sl. 9. Izotermni dijagram TTT (a) i dijagram kontinuiranog hlađenja (b) čelika Č4732, austenitizacija pri 860°C; B bainit,  $v_{kg}$  i  $v_{kd}$  gornja i donja kritična brzina gašenja (brojke u krugu označuju tvrdinu HRC ili HV)

Iz kinetičkih krivulja nastajanja pretvorenih struktura zaključuje se da će kinetika stvaranja nemartenzitnih struktura ovisiti o vremenu i temperaturi, a da će martenzit nastajati samo od austenita, i to ovisno o snižavanju temperature, ali neovisno o vremenu.

## ŽARENJE II. REDA

Postupcima žarenja II. reda želi se postići točno definirano strukturno stanje slitine. Potreba točno definirana strukturalnog stanja najčešće slijedi iz nastojanja za jednolikošću učinaka nekoga budućeg završnog postupka toplinske obradbe, ali i iz zahtjeva za poboljšanjem različitih vrsta obradljivosti. Osim toga, normalizacijsko žarenje, jedan od postupaka žarenja II. reda, često je i završni postupak toplinske obradbe proizvoda, tj. njime se reguliraju i uporabna svojstva proizvoda. Ti se postupci u prvom redu upotrebljavaju za slitine s mogućnošću faznih pretvorbi u čvrstom stanju, a tek katkad i za neke druge slitine (npr. heterogenički žarenje slitina sustava Al–Cu–Mg).

**Žarenje II. reda čelika i željeznih ljevova.** Normalizacijsko žarenje čelika i čeličnih ljevova. Tehničke norme Odbora za koordinaciju nomenklature željeznih i čeličnih proizvoda Europske zajednice (EURONORM) definiraju normalizacijsko žarenje (normalizaciju) kao austenitizaciju, tj. žarenje i ohlađivanje na mirnom zraku s namjerom da se postigne jednolična i sitnozrnata struktura s perlitom (tj. ferit + perlit, odnosno perlit + karbidi). Ta se definicija razlikuje od prijašnjih definicija (npr. DIN 17014/1975) po tome što i za nadektektoidne čelike (čelici s  $>0,80\%$  C) predviđa potpunu, a ne samo djelomičnu austenitizaciju (sl. 10). Austenitizacijom se smatra stvaranje austenita, čvrste otopine ugljika i ostalih legirnih elemenata u plošno centriranoj kubičnoj rešetki željeza.



Sl. 10. Temperaturni pojas normalizacijskog žarenja (I) i postupka usitnjavanja zrna (2) u dijagramu Fe–Fe<sub>3</sub>C

Iste tehničke norme posebno definiraju i postupak usitnjavanja zrna kao ugrijavanje podeutektoidnih čelika (uglični čelici s <0,80% C) na temperaturu nešto višu od  $A_{c3}$  (pri kojoj završava pretvorba ferita u austenit uz sporo ugrijavanje, što se označuje indeksom c, prema franc. chauffement), a nadeutektoidnih čelika na nešto višu temperaturu od  $A_{c1}$  (pri kojoj počinje pretvorba ferita i perlita u austenit uz sporo ugrijavanje), te prikladno ohlađivanje (sl. 10) da bi se dobilo što sitnije i jednoličnije zrno. Za potanko objašnjenje naziva i oznaka strukturalnih sastojaka čelika i temperatura faznih pretvorbi u vezi s dijagramom dvo-komponentnog sustava željezo-uglik v. Čelik, TE 3, str. 49; v. Metalografija, TE 8, str. 426.

Oba se postupka mogu držati srodnim, to više što su temperature postupaka za podeutektoidne čelike jednake, dok se nadeutektoidni čelici najčešće ugrijavaju na temperaturu samo neznatno višu od  $A_{c1}$ , rijetko višu od  $A_{cm}$  (temperatura pri kojoj završava otapanje cementita u austenitu u nadeutektoidnim čelicima pri ugrijavanju).

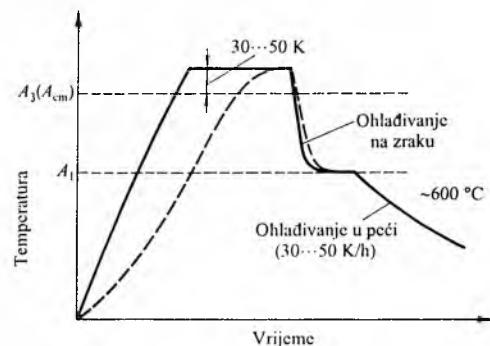
Učinak normalizacije temelji se na dvostrukom prelasku pretvorbene temperature. Pri ugrijavanju na temperaturu tek nešto višu od  $A_{c3}$  slobodna je energija još visoka, pa je u novonastalo austenitno zrno još sitno. Pri ohlađivanju (označeno indeksom r, prema franc. refroidissement), prelaskom temperature  $A_{r3}$ , odnosno  $A_{r1}$ , to se sitno zrno opet raspada (u perlit+ferit, odnosno perlit+cementit), pa se, prema pojednostavljenoj predodžbi, i dalje usitnjuje.

Učinak normalizacije ovisi o vrsti čelika (stupnju legiranosti) i o dimenzijama normaliziranog obratka. Tako se, npr., neće moći uspješno normalizirati obratci malih dimenzija koji su izrađeni od legiranih čelika, jer će se oni pri hlađenju djelomično ili potpuno zakaliti. Tada treba primijeniti tzv. potpuno žarenje, no treba očekivati i slabiji učinak usitnjavanja zrna.

Osim učinaka spomenutih definicijom normalizacije, tim se postupkom uklanja i sekundarna vrpčasta struktura koja nastaje zbog težnje ferita i perlita da pri ohlađivanju s temperature toplog valjanja kristaliziraju oko izduljenih fosfidnih, odnosno sulfidnih agregata, uklanja se i tzv. Widmannstättenova struktura te grubozrnatost nastala pri grubozrnatom žarenju, difuzijskom žarenju i zavarivanju.

Na slikama 11 i 12 prikazani su dijagrami postupaka normalizacijskog žarenja. Ugrijavanje na temperaturu normalizacije tre-

balo bi do temperature  $A_1$  biti sporo (zbog opasnosti od toplinskog naprezanja), a na temperaturi višoj od  $A_1$  brzo, jer se želi da bar dio karbidnih čestica ostane neotopljen i tako pridonese usitnjavanju austenitnog zrna. Temperatura normalizacije treba biti tek nešto viša od temperature pretvorbe u austenit ( $A_{c3}$ ,  $A_{cm}$ ,  $A_{c1}$ ), kako bi slobodna energija austenita ostala visoka, a njegovo zrno sitno. Držanje na temperaturi normalizacije treba biti što kraće da se ne bi sitna austenitna zrna za to vrijeme koagulirala.



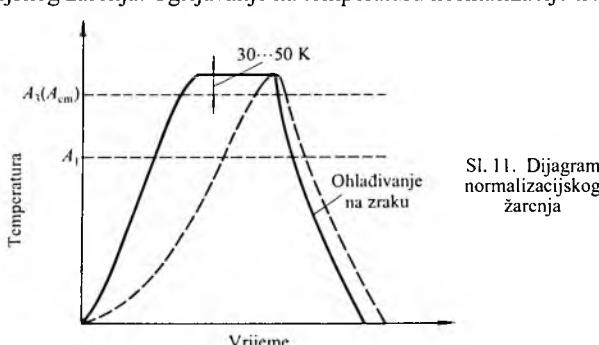
Sl. 12. Dijagram normalizacijskog žarenja kombiniranog sa smanjenjem zaostalih naprezanja žarenjem

Normalizacija je posebno primjenljiva za odljevke od čeličnog lijeva (obično s podeutektoidnim udjelom ugljika). Njome se, bar djelomice, ublažavaju loša svojstva lijevne strukture (tabl. 4).

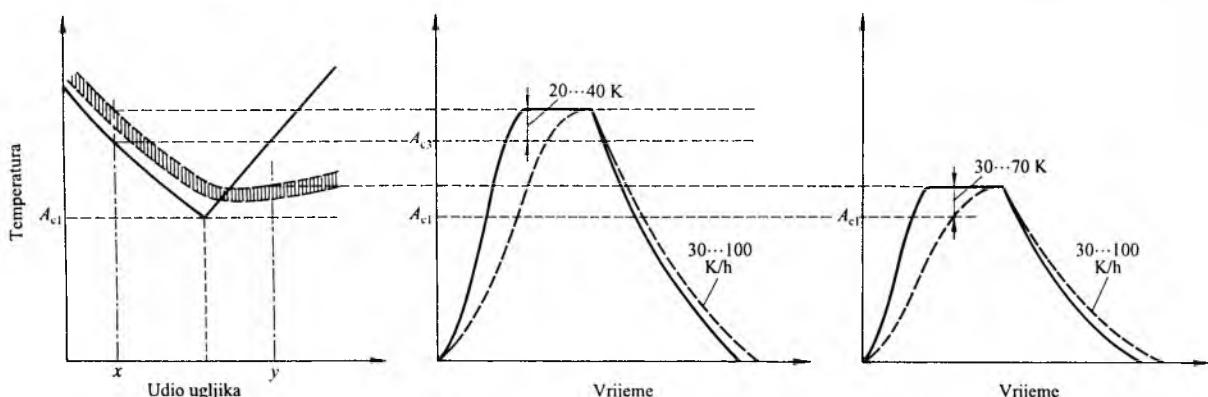
Tablica 4  
POBOLJŠANJE MEHANIČKIH SVOJSTAVA NELEGIRANIH ČELIČNIH LJEVOVA NORMALIZACIJSKIM ŽARENJEM

Udio ugljika u čeličnom lijevu %	Toplinska obradba	Vlačna čvrstoća N/mm <sup>2</sup>	Konvencionalna granica tečenja ( $R_{p0,2}$ ) N/mm <sup>2</sup>	Produljenje nakon prekida %	Žilavost J
0,11	nežareno	410	180	26	25
	normalizacija, 900 °C	420	260	30	115
0,26	nežareno	430	230	13	20
	normalizacija, 850 °C	480	290	24	60
0,53	nežareno	620	250	7	8
	normalizacija, 820 °C	700	350	16	25

Potpuno žarenje čelika i čeličnih ljeova. Taj se postupak (sl. 13) za podeutektoidne čelike sastoji od sporog ohlađivanja (30 do 100 K/h) iz monofaznog austenitnog stanja (sl. 13 i 14), a za nadeutektoidne čelike od sporog ohlađivanja iz austenitno-karbidnog stanja, tj. iz područja temperature između  $A_{c1}$  i  $A_{cm}$  (sl. 13 i 15).



Sl. 11. Dijagram normalizacijskog žarenja



Sl. 13. Temperaturni pojas potpunog žarenja u dijagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C

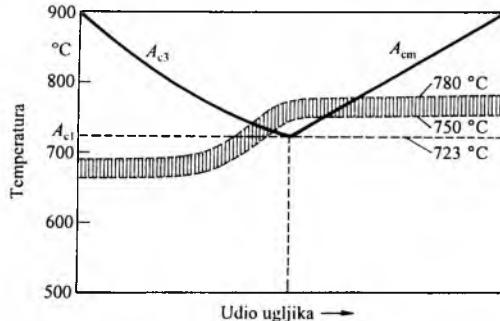
Sl. 14. Dijagram potpunog žarenja podeutektoidnog čelika sastava x

Sl. 15. Dijagram potpunog žarenja nadeutektoidnog čelika sastava y

Postupci potpunog (totalnog) žarenja vrlo su slični postupcima normalizacije podeutektoidnih čelika, odnosno žarenja radi usitnjenja zrna nadeutektoidnih čelika, samo što je za potpuno žarenje potrebito sporo ohlađivanje. Ta vrsta žarenja posebno djelotvorno uklanja Widmannstättenovu strukturu iz čeličnih odljevaka, a može poslužiti umjesto normalizacije za one vrste čelika ili one obratke koji bi se ohlađivanjem na zraku djelomično ili potpuno zakalili.

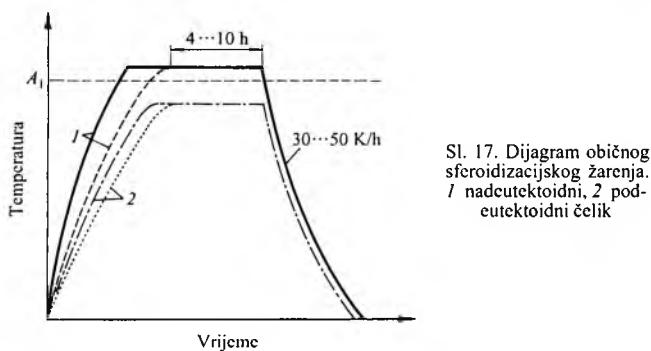
**Sferoidizacijsko žarenje čelika.** Tim se žarenjem karbid prevedi u kuglasti oblik, a sastoje se u duljem držanju obratka oko temperature  $A_{c1}$ , nakon čega se sporim ohlađivanjem postiže stanje smanjenih zaostalih naprezanja i male tvrdoće.

Pojas temperatura sferoidizacijskog žarenja na primjeru ugljičnih čelika prikazuje slika 16, dijagrame postupka slika 17 i 18, a promjenu mehaničkih svojstava tablica 5.

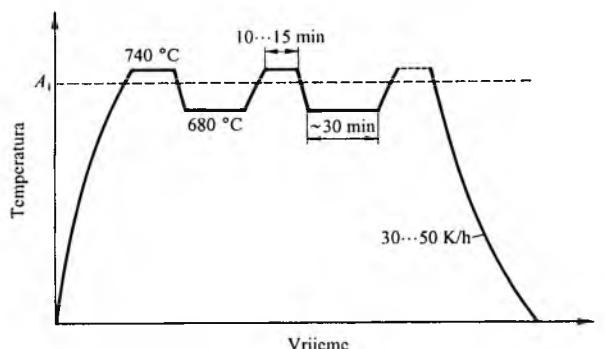


Sl. 16. Temperaturni pojas sferoidizacijskog žarenja ugljičnih čelika u dijagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C

Dioba karbidne lamele može se pojačati prethodnim oblikovanjem hladnom deformacijom. Karbidna se lamela pritom trajno deformira, a ne drobi se kako se ranije mislilo. Pri sljedećem ugrijavanju lamelu će se poligonizirati (povećat će se broj podgranicica), a djelovat će i povećana gustoća dislokacija. Prema tome, sferoidizacija nastaje u prvom redu zbog difuzije ugljikovih atoma u austenitu ili feritu duž stranice karbidne lamele. Sferoidizirani karbidi u feritnoj matrici općenito olakšavaju obradljivost višegljičnih čelika odvajanjem čestica, a nižeugličnih čelika hladnom deformacijom.



Sl. 17. Dijagram običnog sferoidizacijskog žarenja.  
1 nadutektoidni, 2 podutektoidni čelik



Sl. 18. Dijagram cikličkog sferoidizacijskog žarenja ugljičnog čelika s 1% ugljika

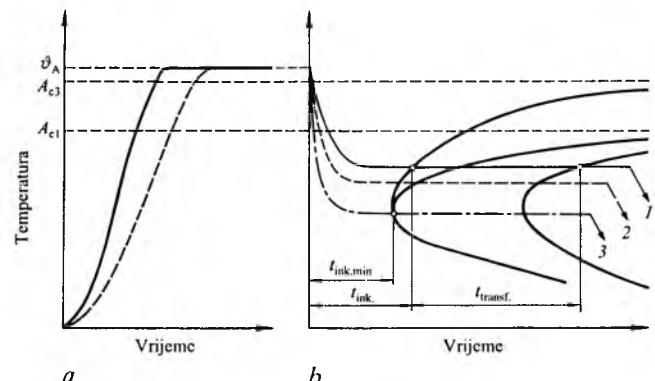
stupka, koje za sferoidizaciju, već prema legiranosti, treba iznositi 4-10 sati.

Tablica 5

UTJECAJ SFEROIDIZACIJSKOG ŽARENJA PRI 740 °C NA SVOJSTVA UGLJIČNOG ČELIKA S 0,9% C

Strukturni oblik	Vlačna čvrstoća N/mm <sup>2</sup>	Konvencionalna granica tečenja ( $R_{p0,2}$ ) N/mm <sup>2</sup>	Produljenje nakon prekida %	Suženje presegka nakon prekida %	Tvrdoca HB
Lameralni perlit (normalizirano)	1050	600	8	15	300
Sferoidizirani cementit	550	280	25	60	155

**Izotermno žarenje čelika.** Izotermna obradba koja se zbiva pri višim temperaturama od one koja odgovara najkraćem trajanju inkubacije ( $t_{ink,min}$ ) također se naziva žarenjem (sl. 19). Pritom se monofazni, približno homogeni austenit pothlađi do željene izoterme (sl. 9a), tako da inkubacija protekne u stanju pothlađenog austenita. Stoga su za te vrste obradbi prikladniji legirani čelici jer im inkubacija dulje traje.



Sl. 19. Dijagrami izoternog žarenja. a) ugrijavanje i držanje (austenitizacija), b) izotermno žarenje prikazano u vrijeme-temperatura dijagramu. 1 moko žarenje, 2 žarenje na optimalnu obradljivost, 3 normalizacija,  $\vartheta_A$  temperatura austenitizacije

Izotermno se žarenje provodi ili u solnim kupeljima prijenosom obratka iz austenitizacijske kupelji u kupelj željene izotermi, ili pak u zonskim prolaznim pećima gdje obradak prelazi iz pojasa austenitizacijske temperature u pojase željene izotermi.

Ohlađivanje nakon potpune pretvorbe ne može više utjecati na daljnje pretvorbu, a zbiva se obično na zraku da se ne bi preintenzivnim hlađenjem stvorila nova vlastita naprezanja.

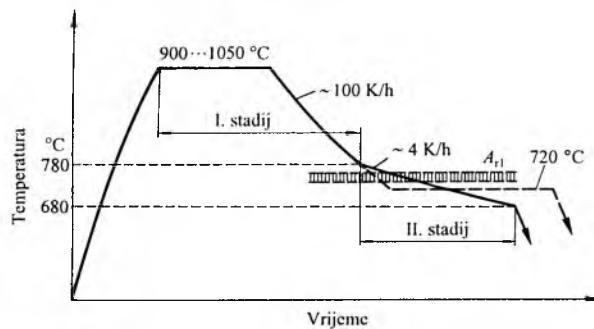
**Žarenje sivog, bijelog i nodularnog ljeva.** Prilikom žarenja željeznih ljevova, osim čeličnoga, na temperaturama oko  $A_{c1}$  ili višima prevladavaju dva procesa: sferoidizacija (v. poglavje o sferoidizacijskom žarenju čelika) i grafitizacija karbida.

Grafitizacija karbida vrlo se pojednostavljeno prikazuje reakcijom:



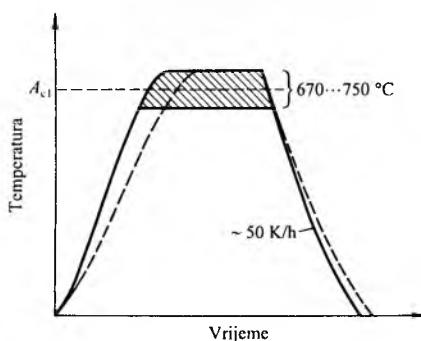
Stvarni procesi grafitizacije sastoje se od nuklearacije grafita na granici austenita i karbida, rasta grafita istodobno s otapanjem ugljika iz  $\text{Fe}_3\text{C}$  u austenit i prijenosa ugljikovih atoma kroz zrna austenita na granicu austenita i grafita.

Grafitizacija se može obavljati u dva stadija (sl. 20). Za prvi stadij treba odljevak držati desetak sati (odljevak od bijelog tvrdog ljeva nekoliko desetaka sati) pri 900-1050 °C da bi se sav sekundarni i eutektični cementit pretvorio u tzv. žarni grafit (temperni grafit). Drugi je stadij grafitizacije na temperaturi oko  $A_{rl}$ , kada se ekstremno sporim hlađenjem ili izoternim držanjem na temperaturi malo nižoj od  $A_{rl}$  sprečava stvaranje lamela eutektoidnih karbida i posješuje tvorba eutektoidnog grafita.



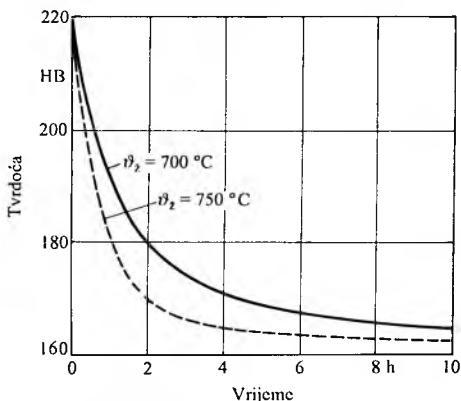
Sl. 20. Dijagram grafitizacije pri žarenju sivog ili nodularnog lijeva

Niskotemperaturno žarenje sivog lijeva, rjeđe i nodularnoga, prikazano je na slici 21, a njegov učinak na slici 22. Radi se o korekcijском žarenju radi lakše obradbe odvajanjem čestica. Učinak žarenja ostvaruje se sferoidizacijom eutektoidno-karbidičnih čestica, ali i djelomičnom grafitizacijom (II. stadij grafitizacije). No, tim se postupkom ujedno smanjuje udio perlita u strukturi, što negativno djeluje na čvrstoću i kaljivost odljevka.



Sl. 21. Dijagram niskotemperaturnog žarenja odljevka od sivog lijeva

Visokotemperaturno grafitizacijsko žarenje rijetko se primjenjuje, a služi za temperiranje bijelog tvrdog lijeva u crni temperni lijev, za uklanjanje slobodnih karbida iz odljevaka od sivoga ili nodularnog lijeva i da bi se postigla potpuna feritna matrica odljevaka od sivoga ili nodularnog lijeva.

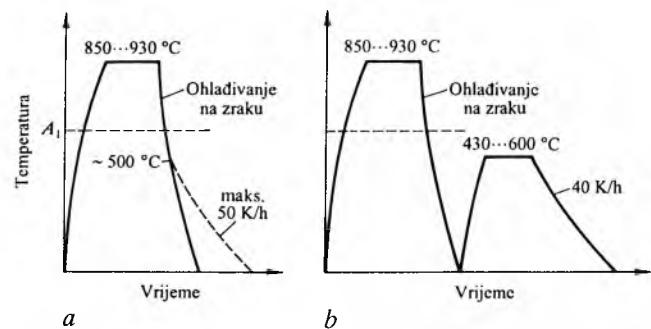


Sl. 22. Utjecaj parametara žarenja na tvrdoću odljevka od perlitnoga sivog lijeva

Potpuna grafitizacija (I. i II. stadij) primjenjuje se samo pri temperiranju. Prilikom žarenja radi uklanjanja slobodnih karbida provodi se djelomice samo I. stadij, a pri grafitizacijskom žarenju djelomice I. stadij, a potpuno II. stadij.

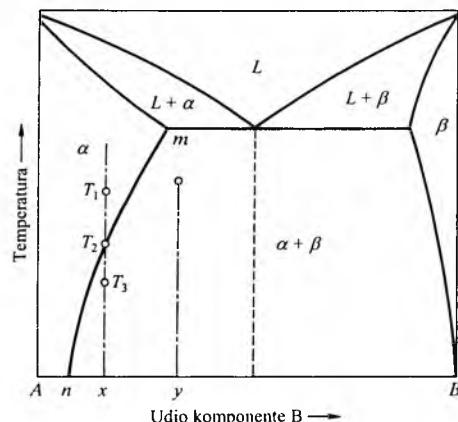
Nepotpuno djelovanje grafitizacije u I. stadiju očituje se time što samo djelomice nastaje čvorasti oblik grafita, dok se dio karbida pretvara u lističasti grafit, a dio ostaje nepromijenjen.

*Normalizacijom odljevaka* od sivoga ili nodularnog lijeva želi se povećati udio tzv. vezanog ugljika, tj. i udio perlita, kako bi se odljevak učinio kaljivim. Postupak se sastoji od otapanja viška ugljika u austenitu pri  $850\cdots930^{\circ}\text{C}$  i hlađenja do temperature  $A_{ci}$ , kad austenit (s nešto povećanim udjelom ugljika) eutektoidnom reakcijom prelazi u perlit. Režim hlađenja može biti različit, npr. ako se kombinira sa žarenjem radi smanjenja naprezanja (sl. 23).



Sl. 23. Dijagram normalizacije sivog i nodularnog lijeva: a) mogućnost žarenja radi smanjenja naprezanja, b) naknadno žarenje radi smanjenja naprezanja

**Žarenje II. reda neželjeznih slitina.** Heterogenizacijsko žarenje provedivo je za neželjezne slitine, koje u svome ravnotežnom dijagramu stanja imaju krivulu solvus u području čvrstog stanja (sl. 24), dok postojanje različitih faza nije uvjet (v. Metalografija, TE 8, str. 424). Obično se radi o precipitacijski očvrstivim slitinama (npr. Dural, AlCu5Mg1).

Sl. 24. Dijagram stanja slitine s komponentama A i B; L - talina,  $\alpha$ ,  $\beta$  kristali mješanci, m-n krivulja solvus

Svrha je heterogenizacijskog žarenja potpuno ili djelomično omekšanje slitine radi poboljšanja opće obradivosti, osobito odvajanjem čestica. Poboljšanje se osniva na stvaranju razmjerne krhkih i grubih čestica u matrici, što omogućuje da se strugotina lomi, a ne da ostaje u obliku dugih spiralnih vrpca.

Heterogenizacijskim se žarenjem nastoji prezasićenoj otopini  $\alpha$  omogućiti ravnotežna (stabilna) kristalizacija s temperaturom  $T_1$ , tj. izlučivanje viška faze  $\beta$  (i njezine koagulacije) prema krivulji  $m-n$ . Pritom je brzina ohlađivanja  $\sim 30\text{ K/h}$ . To je žarenje posebno prikladno za otkovke kojima je toplo kovanje završilo pri preniskoj temperaturi. Kadakad se radi djelomičnog omekšanja žari pri nižoj temperaturi.

Slitini AlMg6 (Magnalij) heterogenizacijskim će se žarenjem povećati korozionska otpornost. Naime, sekundarnu fazu ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ) koja je izlučena na granicama zrna treba prevesti u fino dispergirane čestice unutar zrna. Za tu se slitinu postupak sastoji od ugrijavanja do  $320^{\circ}\text{C}$  te ohlađivanja, na mirnom zraku. Sekundarna se faza otapa u osnovnoj matrici i pri hlađenju fino dispergira unutar kristala mješanaca aluminija i magnezija.

## GAŠENJE FAZNO PROMJENLJIVIH SLITINA (KALJENJE)

Gašenje je naziv za fazu toplinske obradbe u kojoj se obradak ohlađuje brže nego na mirnom zraku, a kaljenje je naziv kojim se definira povećanje tvrdoće djelomičnom ili potpunom faznom pretvorbom postignutom gašenjem.

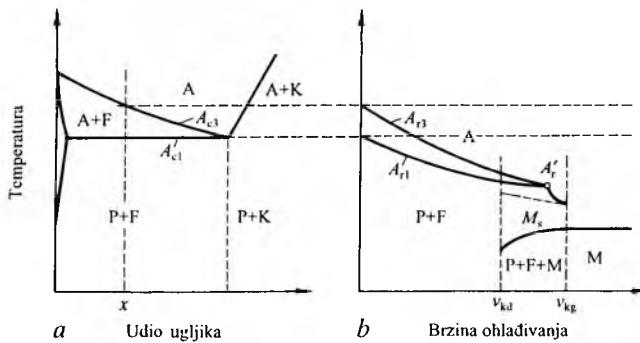
Željezo je najvažniji fazno promjenljivi metal, pa se faznim pretvorbama u prvom redu otvrđuju slitine željeza s ugljikom, dušikom, niklom, kromom itd. Najvažnije su svakako slitini

ne koje sadrže ugljik (čelici i čelični ljevovi do 2% C, ostali željezni ljevovi 2–5% C).

Da bi se postigla pretvorba fazâ u željenom smjeru, treba obradak od kaljive slitine (npr. od čelika) toliko ugrijati da nastane visokotemperaturna faza (npr. austenit za slitine željeza s ugljikom, odnosno s niklom). Kako kaljena struktura (martenzit) može nastati samo pretvorbom austenita, razumljivo je da će prva faza kaljenja biti stvaranje austenita (austenitizacija).

**Pretvorba austenita u martenzit.** Sporim se ohlađivanjem austenita (oznaka A) omogućuje difuzija, pa u postupcima žarenja II. reda pretvorba austenita ima i difuzijski karakter. Tim će se načinom, npr., u podeutektoidnom čeliku stvarati primarni ferit i cementit, a perlit će nastati eutektoidnom pretvorbom austenita.

Povećanjem brzine ohlađivanja austenita sve će se više potiskivati difuzijska, a sve više jačati tzv. prijeklopna (bezdifuzijska) fazna pretvorba, što će se očitovati sve jačim pothlađenjem austenita (sl. 25). Kad brzina ohlađivanja dosegne *donju kritičnu brzinu* ( $v_{kd}$ ), pojavit će se prvi tragovi prijeklopno pretvorenenog martenzita (sl. 9b, 25, 26), da bi se pri *gornjoj kritičnoj brzini* ( $v_{kg}$ ) potpuno potisnula difuzija, a ostala samo prijeklopna pretvorba austenita u martenzit.



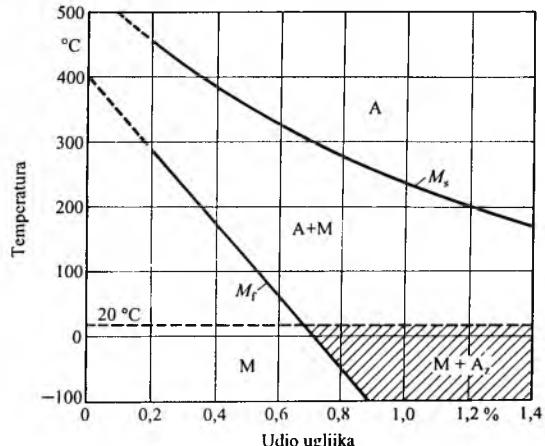
Sl. 25. Promjena temperature pretvorbe s povećanjem brzine ohlađivanja austenita. a) isječak dijagrama Fe-C, b) pothlađenje austenita u čeliku sastava x

Temperatura na kojoj u čeliku počinje prijeklopni proces pretvorbe austenita u martenzit pri gašenju (sl. 27) označuje se sa  $M_s$  (engl. Martensite start), a ona na kojoj taj proces završava označuje se sa  $M_f$  (engl. Martensite finish). Pretvorba se ne može potisnuti na niže temperature (za  $v_{ohl} \geq v_{kg}$ , bit će  $M_s = \text{const.}$  sl. 9b, 25), pa će se austenit pretvoriti u martenzit ako se gasi brzinom koja je jednaka gornjoj kritičnoj brzini gašenja ili je veća od nje.

Novonastala rešetka martenzita tetragonski je istegnuta (distordirana), pa će joj i obujam biti veći od obujma rešetke  $\alpha$ -željeza.

Nastali je martenzit metastabilna struktura stvorena u uvjetima sprječene preraspodjеле ugljikovih i legiranih atoma. Njegovo se nastajanje potiče samo snižavanjem temperature na iznos niži od  $M_s$ , a ne izotermno držanjem na temperaturi između  $M_s$  i  $M_f$  (sl. 9b). Za ugljične čelike s više od 0,65% ugljika temperatura  $M_f$  bit će niža od 20 °C, tj. gašenjem na temperaturu ~20 °C uvijek će dio austenita ostati nepretvoren (tzv. zaostali austenit). Tek dubokim hlađenjem, npr. u smjesi alkohola i suhog leda ili u

ukapljenom dušiku, i taj će se nepretvoren dio austenita pretvoriti u martenzit.

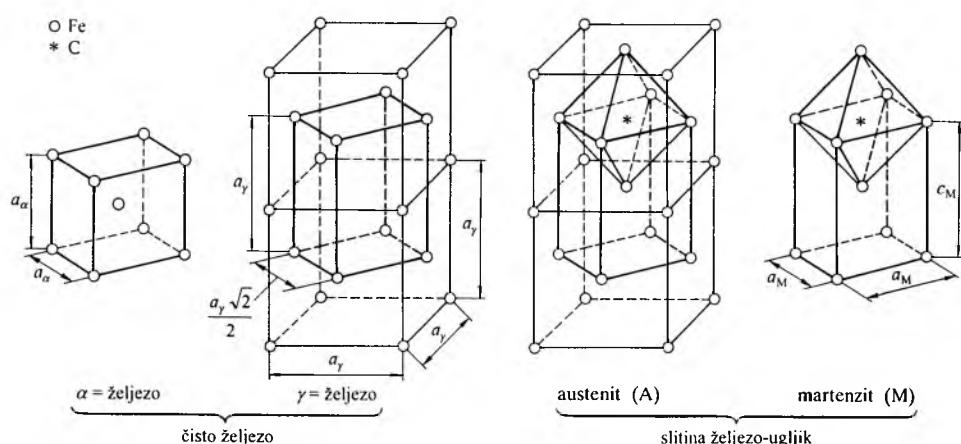


Sl. 27. Temperaturno područje stvaranja martenzita. A<sub>z</sub> zaostali austenit

**Mikrostruktura i supstrukturna martenzitno gašenih slitina.** U visokougljičnim će se čelicima klice martenzita različito stvarati na dislokacijama ili ostalim pogreškama rešetke. Na temperaturi nižoj od  $M_s$  stvaraju se pločice lećasta poprečnog presjeka, pa ta vrsta martenzita ima na mikrografskom izbrusku igličast izgled. Osim velike tvrdoće karakterizira ga i velika krhkost koju treba ublažiti smanjenjem stupnja tetragonalnosti u postupku po puštanja.

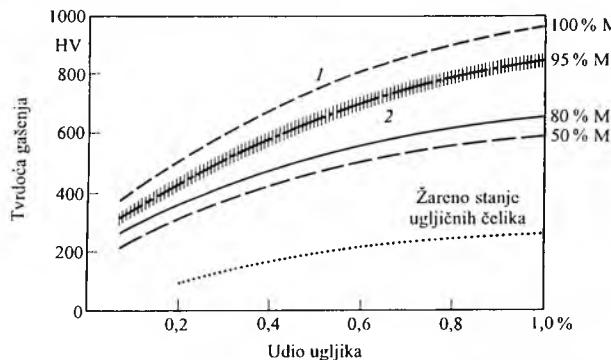
U niskougljičnim čelicima (<0,2% C) i u vrlo niskougljičnim slitinama željeza s niklom (<0,03% C, ~18% Ni) nastaje pri natkrtičnom gašenju štapićasti martenzit velike duktilnosti, ali razmjerno male tvrdoće. Klice rasta štapića nastaju topinski potaknutim procesom, a velikokutne granice nakupina štapića daju dojam masivnosti zrna (masivni martenzit). Temelj očvrsnica također je tetragonski distordirana rešetka, ali mnogo manje nego u igličastom martenzitu. Za tu je vrstu martenzita temperatura  $M_s$  općenito viša nego za igličasti martenzit. Čelici s 0,2 do 0,5% ugljika imaju u kaljenoj strukturi obje vrste ugljičnog martenzita.

**Kinetika pretvorbe austenita u martenzit.** Martenzit nastaje samo zbog snižavanja temperature pothlađenog austenita na vrijednost nižu od  $M_s$ , a prestankom hlađenja obustavlja se daljnja pretvorba (sl. 9b). Proces je autokatalitički, tj. jednom stvorena inicijalna pločica ili štapić uzrokovat će stvaranje i drugih, sve dok se ne zaustavi pad temperature ili dok se ne postigne temperatura  $M_f$ . Svaki prekid ohlađivanja između temperature  $M_s$  i  $M_f$  stabilizirat će još nepretvoren austenit, a s nastavkom ohlađivanja sve će teže ići njegova daljnja pretvorba. Posljedica je toga da se ni pri temperaturi  $M_f$  neće sav austenit pretvoriti u martenzit. Prema tome, kaljeni obradak namijenjen dubokom hlađenju ne smije se dulje vremena ostaviti na temperaturi gašenja, pa tek onda podvrgnuti dubokom hlađenju.



Sl. 26. Elementarne rešetke čistog željeza i slitine s ugljikom; konstante rešetaka:  $a_\alpha = 0,287 \text{ nm}$ ,  $a_\gamma = 0,365 \text{ nm}$ ,  $a_M = a_\alpha$ ,  $c_M > a_M$  (već prema udjelu ugljika)

Svojstva martenzita posljedica su vlastitih naprezanja nastalih pri distorziji njegove rešetke: velika tvrdoća ovisna o udjelu ugljika (sl. 28), velika granica tečenja i mala žilavost.



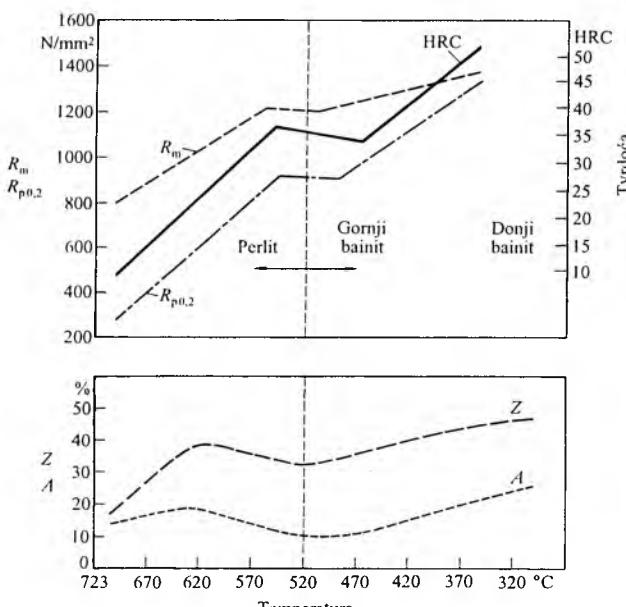
Sl. 28. Ovisnost tvrdoće gašenja svih vrsta čelika o postignutom udjelu martenzita i udjelu ugljika, te ovisnost žarenog stanja ugljičnih čelika o udjelu ugljika. / teorijska maksimalna zakaljivost, 2 zakaljivost postižljiva uobičajenim sredstvima za gašenje

Tvrdoća ugljičnog martenzita svih vrsta čelika (nelegiranih i legiranih) ovisi samo o udjelu ugljika koji je prethodno otopljen u austenitu i gašenjem prisilno zadržan (otopljen) u martenzitu (tzv. prisilna crvasta otoplina, sl. 26).

**Pretvorba austenita u bainit.** Pothlađivanjem na temperaturu između tjemena krivulje TTT i temperature  $M_s$  (obično između 550 i 350 °C, sl. 9a) te izotermnim držanjem pretvorit će se austenit u bainit (oznaka B), i to djelomice difuzijom (perlitni mehanizam), a djelom i prijeklopnim (martenzitnim) mehanizmom.

**Gornji bainit** obično nastaje pri izotermama između 550 i 450 °C, a karakterističan je po svom pernatom izgledu. Kako pri tim temperaturama još difundiraju ugljikov atomi, treba očekivati da će neki lokaliteti austenita postati siromašni ugljikom i pretvoriti se u ferit, a da će se karbid izlučivati na granicama i u unutrašnjosti prezasićenog ferita. Općenito je, dakle, tijek pretvorbe donekle sličan onome niskougljičnog (masivnog) martenzita.

**Donji bainit** nastaje pri izotermama nižim od 400 °C, a zbog gotovo zakočene difuzije ugljikovih i legiranih atoma njegov je nastanak i izgled sličan onome visokougljičnog (igličastog) martenzita. Feritne iglice sadrže sitne izlučene čestice karbida u svojoj unutrašnjosti, ali ih nema na granicama zrna, što je vjerojatno glavni uzrok velikoj žilavosti donjega u sporedbi s gornjim bainitom. Ostala su mehanička svojstva donjeg bainita vrlo dobra (sl. 29).

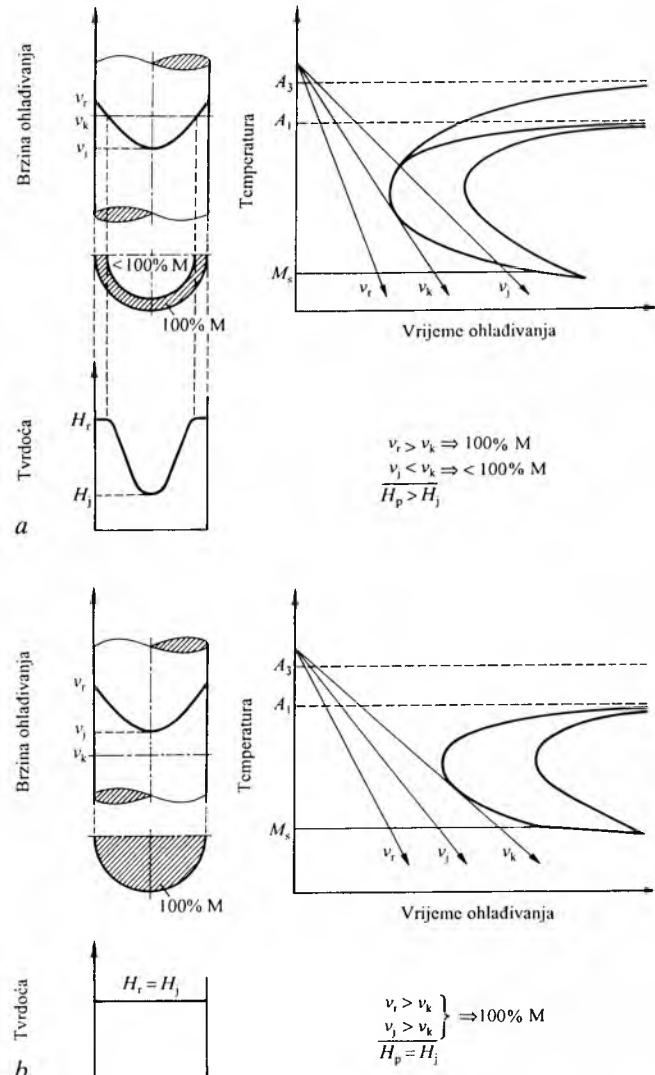


Sl. 29. Ovisnost mehaničkih svojstava izotermno obrađenog čelika o stupnju pothlađenja (počevši od 723 °C).  $R_m$  vlačna čvrstoća,  $R_{p0,2}$  konvencionalna granica tečenja, HRC Rockwellova tvrdoća, Z suženje preseka nakon prekida, A produljenje nakon prekida

**Kaljivost čelika.** Prema normama EURONORM 52-83 kaljivost se čelika definira kao njegova sposobnost pretvorbe u martenzit ili bainit. **Zakaljivost** čelika već je definirana kao maksimalna postižljiva tvrdoća nakon gašenja, dok se **prokaljivost** definira kao sposobnost čelika da se potpuno zakali u što većem dijelu poprečnog presjeka.

Prokaljivost čeličnog obratka ovisi o trajanju inkubacije, tj. o stupnju i vrsti legiranosti čelika, o intenzivnosti gašenja (voda, ulje, topla kupelj, komprimirani zrak) i o dimenzijama poprečnog presjeka.

Struktura jezgre nepotpuno prokaljena čeličnog obratka (sl. 30) sastoji se od smjese ferita, perlita, bainita i martenzita. Takva će smjesa nakon visokog popuštanja, provedenog radi poboljšanja proizvoda, imati manju žilavost nego što bi je imao visoko-porušten jednofazni martenzit.

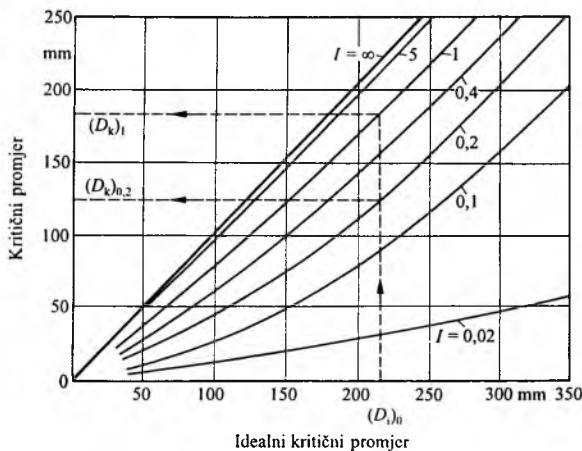


Sl. 30. Temeljni pojmovi o prokaljivosti i prokaljenosti čelika. a nepotpuna i b potpuna prokaljenost,  $v_r$  brzina gašenja ruba (površinskih slojeva) i  $v_i$  jezgre,  $v_k$  kritična brzina gašenja,  $H_r$  tvrdoća ruba (površinskih slojeva) i  $H_j$  jezgre

Kako bi teorijska prokaljivost (100%-tni udio martenzita po cijelom presjeku) tražila previško legiran čelik, što bi povećalo troškove, praktički se prokaljenim proizvodom drži onaj koji u svojoj jezgri sadrži barem 50% martenzita. Na temelju toga može se za svaku vrstu čelika gašena u određenom sredstvu definirati tzv. **kritični promjer** ( $D_k$ ). To je promjer valjka koji u svojoj jezgri sadrži upravo 50% martenzita, odnosno koji u jezgri ima tvrdoću koja odgovara udjelu martenzita od 50% (sl. 28). Ipak, kritični promjer nije opći pokazatelj prokaljivosti jer ovisi i o sredstvu za gašenje. Da bi se dobila veličina koja će poslužiti kao opći objektivni pokazatelj ovisan samo o vrsti čelika, uveden je pojam

*idealni kritični promjer ( $D_i$ )*. On se definira kao promjer valjka od zadanog čelika koji bi nakon beskonačno intenzivnog gašenja imao u jezgri 50% martenzita.

*Intenzivnost gašenja ( $I$ )* u nekom sredstvu (tabl. 6) izražava se omjerom između trajanja ohlađivanja (od  $700^{\circ}\text{C}$  do  $300^{\circ}\text{C}$ ) jezgre čeličnog valjka promjera 12,7 mm u mirnoj vodi temperature  $18^{\circ}\text{C}$  i trajanju ohlađivanja u zadanom sredstvu za gašenje. Uz opće i usporedbeno mjerilo za intenzivnost gašenja ( $I$ ), te konstantnu veličinu koja ovisi samo o vrsti čelika ( $D_k$ ), za utvrđivanje realnih pokazatelja prokaljivosti ( $D_k$ ) služi Grossmannov dijagram (sl. 31). Veličina  $D_k$  pokazuje kako dimenzionirati proizvod, koji treba izraditi od određenog čelika i poboljšati toplinskom obradom, a da bude dovoljno prokaljen.

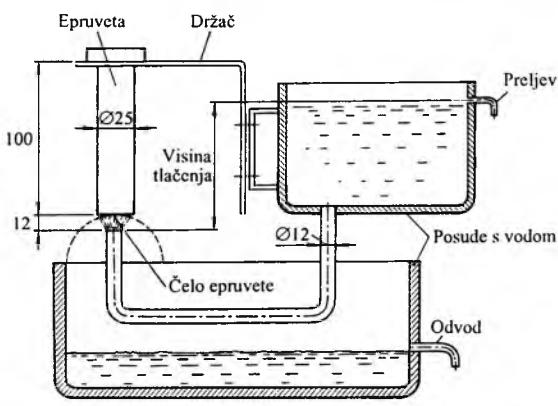


Sl. 31. Odnos između idealnog i kritičnog promjera za različite intenzivnosti gašenja (Grossmannov dijagram).  $I$  intenzivnost gašenja

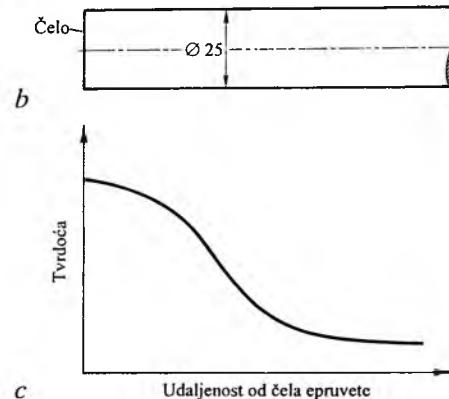
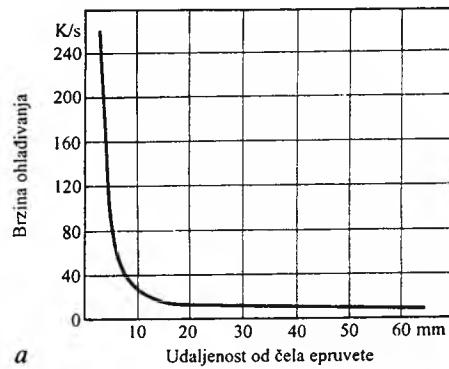
Tablica 6  
INTENZIVNOST GAŠENJA

Relativno gibanje proizvoda prema sredstvu	Intenzivnost gašenja u sredstvu			
	zrak	ulje	voda	slana voda
Mirovanje	0,02	0,3	1,0	2,0
Sporo gibanje		0,35	1,1	2,2
Brzo gibanje		0,8	2,0	
Brizganje	0,08	1,1	4,0	5,0

Jedna od najproširenijih metoda za eksperimentalno određivanje prokaljivosti jest Jominyjeva metoda. U uređaju normiranih dimenzija i s vodom pod određenim tlakom čeonim se gašenjem normirane epruvete od čelika koji se ispituje (sl. 32) postižu praktički sve brzine ohlađivanja duž izvodnice plašta epruvete (sl. 33). Može se postaviti i veza između Jominyjeve krivulje (sl. 33 c) i kontinuiranog dijagrama TTT za taj čelik na osnovi logičnog zaključka da će tvrdoča svake zadane točke poprečnog presjeka imati jednakе vrijednosti kao mjesto na izvodnici gašeno istom

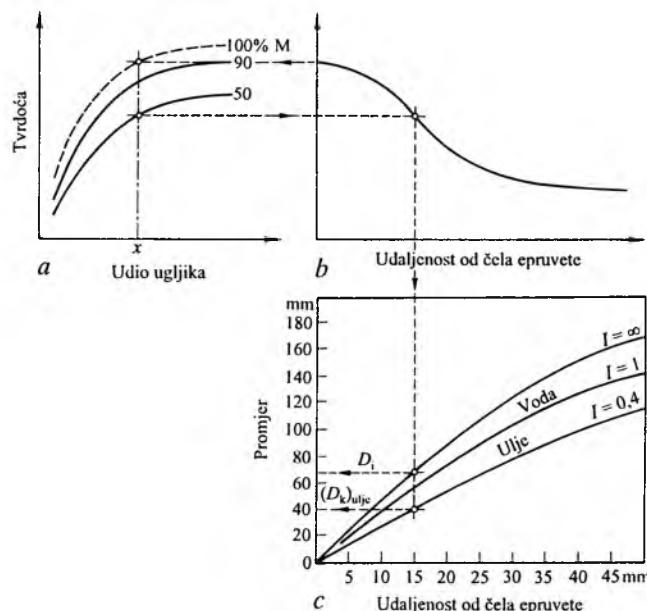


Sl. 32. Jominyjev uredaj za čeonu gašenje



Sl. 33. Osnove prokaljivosti prema Jominyju. a) ovisnost brzine ohlađivanja izvodnice plašta o udaljenosti od čela, b) dio ispitnog uzorka, c) Jominyjeva krivulja tvrdoča

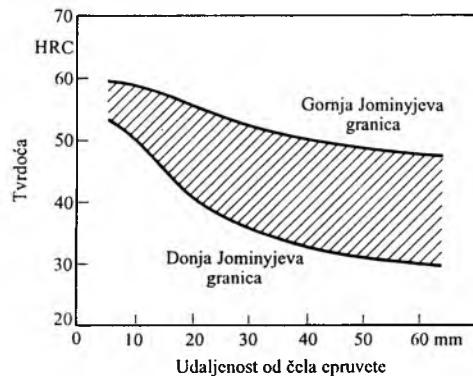
brzinom. Na slici 34 prikazana je jedna od mogućnosti određivanja idealnog i kritičnog promjera nekog čelika pomoću snimljene Jominyjeve krivulje čeonog gašenja.



Sl. 34. Utvrđivanje  $D_i$  i  $D_k$  na temelju krivulje čeonog gašenja. a) ovisnost tvrdoča o udjelu ugljika i postignutom udjelu martenzita (M), b) Jominyjeva krivulja, c) pomoći dijagram

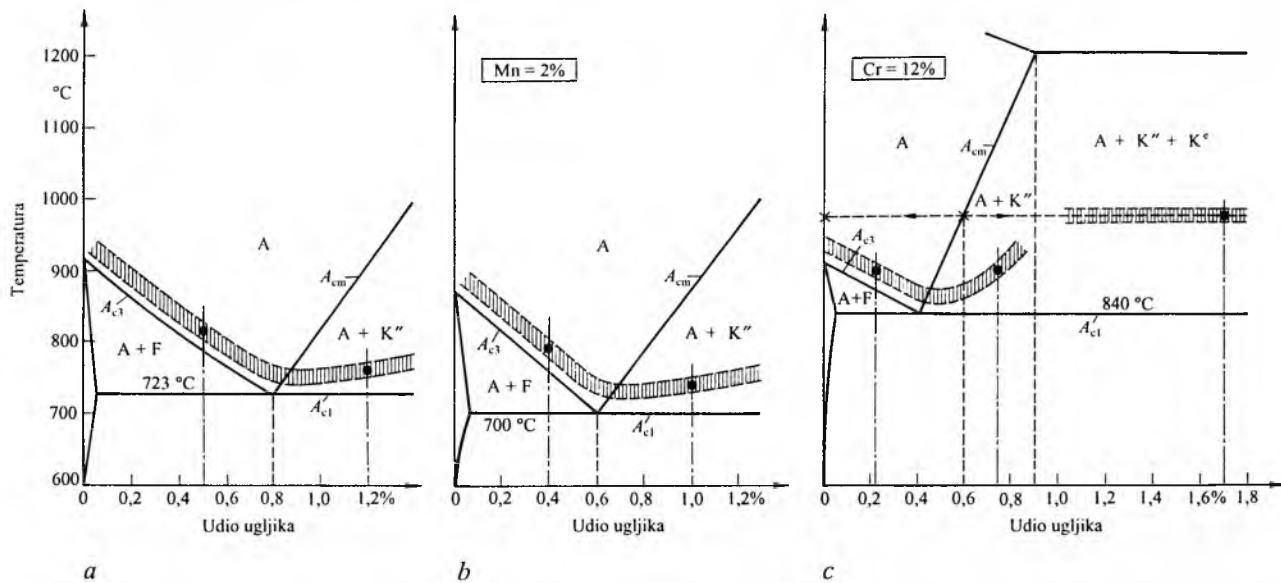
Kako na prokaljivost čelika najjače djeluje sastav, ali i ostali čimbenici, npr. veličina zrna, i kako za neku normiranu vrstu čelika utjecajne veličine ipak variraju od šarže do šarže, neke čeličane, a i neke norme (npr. DIN), propisuju tzv. pojaseve prokaljivosti. Oni pomažu konstruktoru proizvoda pri izboru vrste čelika i pri određivanju željene prokaljivosti, odnosno pri odre-

divanju maksimalnih dimenzija poprečnih presjeka proizvoda od odabranog čelika (sl. 35).



Sl. 35. Pojas prokaljivosti čelika Č4731

**Kaljenje čelika.** Uvjeti potrebni za zakaljivanje čeličnog obratka slijede iz već spomenute spoznaje da martenzit može nastati samo od austenita. Za vrlo brzo ugrijavanje, npr. plamenom, elektroindukcijom, uranjanjem u rastaljenu solnu ili metalnu kupelj, temperature se austenitizacije određuju iz dijagrama TTS (sl. 8 a), a za sporo ugrijavanje (u komornim pećima) iz dijagrama stanja, i to za ugljične čelike iz dijagrama Fe–C (sl. 36 a), a za leđirane čelike iz pripadnih pseudobinarnih dijagrama (sl. 36 b i c).



Sl. 36. Dijagram stanja s ucrtanim pojasima austenitizacijskih temperatura (točke u pojasima primjeri su izabranih austenitizacijskih temperatura za podeutektoidne, nadutektoidne i leđeburitne čelike)

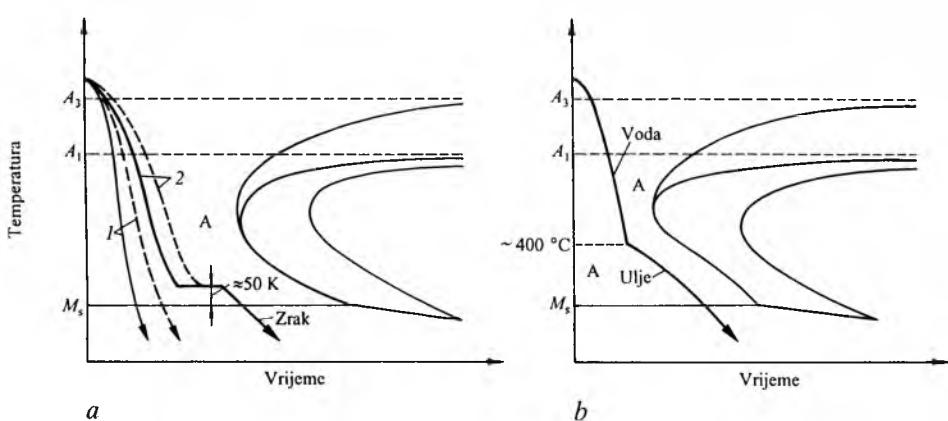
Podeutektoidne čelike treba prevesti u monofazno austenitno područje (na temperaturu  $30 \dots 70^{\circ}\text{C}$  višu od  $A_{\text{c}3}$ ) da bi se uklonio

meki konstituent (ferit) i barem djelomice otopili karbidi. Nadeutektoidne i leđeburitne čelike treba austenitizirati tako da prijeđu u dvo fazna područja (austenit + karbid), kako bi u kaljenoj strukturi uz martenzit bilo i karbid, koji povoljno utječe na otpornost prema trošenju. Osim toga, leđeburitne čelike treba tako austenitizirati da se u austenitu otopi bar 0,5 … 0,6% ugljika (sl. 36 c).

Držanjem na temperaturi austenitiziranja treba omogućiti djelomice otapanje karbida, pa će stoga trajanje držanja ovisiti o sklonosti karbida prema toploinskoj disocijaciji (prema kojoj su vrlo otporni npr. vanadijski, a najmanje otporni željezni karbidi).

Izborom sredstava za gašenje ostvaruje se veća ili manja intenzivnost gašenja. Iz kvalitativnog razmatranja dijagrama TTT slijedi da će se difuzijska pretvorba intenzivnim gašenjem moći to lakše izbjegći što inkubacija dulje traje, tj. što je čelik više legiran. Stoga će izbor sredstava za gašenje (slana voda, obična voda, ulje, topla solna kupelj, komprimirani zrak, mirni zrak) ovisiti o stupnju i vrsti legiranosti čelika te o dimenzijama obratka, odnosno o zahtjevu za zadanim prokaljivanjem.

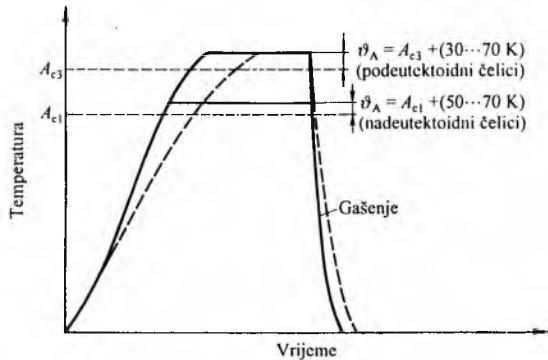
Tijek kontinuiranoga gašenja u ulju i tijek gašenja u toploj kupelji pokazuje slika 37 a. Svrha je gašenja u toploj kupelji da se ukloni toploinska komponenta vlastitih naprezanja gašenja (pretvorbena se naprezanja ne mogu niti smiju sprečavati). Obaj se načina gašenja primjenjuju na leđirane čelike. Slika 37 b prikazuje tijek tzv. slomljene gašenje (voda–ulje) koje se primjenjuje na čelike kratka trajanja inkubacije (nelegirani čelici) radi smanjenja toploinskih naprezanja u temperaturnom području u kojem nastaju pretvorbena naprezanja (na temperaturi nižoj od  $M_s$ ).



Sl. 37. Prikaz gašenja u dijagramu TTT. a) kontinuirano gašenje u ulju (1) i gašenje u toploj kupelji (2), b) tzv. slomljeno gašenje

Opći dijagram kaljenja podeutektoidnih i nadeutektoidnih čelika (s kontinuiranim gašenjem) prikazuje slika 38.

**Kaljenje dubokim hlađenjem.** Pri gašenju čelika gotovo uvijek zaostaje i nešto austenita (sl. 27), i to tim više što je u čeliku više ugljika (i legirnih elemenata). Tvrdoča je zaostalog austenita samo  $\sim 450$  HV, no on ipak s manjim udjelom (2 … 5%) ne uzrokuje neželjene posljedice. S većim bi udjelom zaostali austenit mogao nepoželjno djelovati. Mogao bi se, naime, postupno pretvarati u martenzit i pri  $20^{\circ}\text{C}$ , što je jedan od oblika prirodnog starenja čeličnih proizvoda, a što bi mu moglo promijeniti dimenzije i povećati krhkost. Moguća je također i pretvorba u tzv. deforma-



Sl. 38. Dijagram kaljenja podeutektoidnog i nadeutektoidnog čelika,  
 $\theta_A$  temperatura austenitizacije

cijski martenzit djelovanjem visokih lokalnih tlakova (npr. na oštici rezognog alata, na boku zupca zupčanika itd.).

Zaostali se austenit uklanja dubokim hlađenjem, tj. ohlađivanjem gašenog obratka na temperaturu nižu od  $M_f$  (v. sl. 27). Niske se temperature u praksi ostvaruju smjesom suhog leda i alkohola (do  $-60^{\circ}\text{C}$ ) ili ukapljenim dušikom ( $-196^{\circ}\text{C}$ ).

Pri dubokom hlađenju treba, uz sigurnosne mjere, uzeti u obzir i učinak stabilizacije austenita prilikom prekida gašenja. Tako se, npr., dubokim hlađenjem nakon gašenja u toploj solnoj kupelji neće potpuno pretvoriti sav zaostali austenit, jer se on pri držanju u toploj kupelji (na temperaturi  $\sim 50^{\circ}\text{C}$  višoj od  $M_s$ ) stabilizira. Isto vrijedi i za držanje obratka na sobnoj temperaturi prije dubog hlađenja, koje zbog toga treba početi u roku od nekoliko minuta nakon završetka gašenja.

Zaostali se austenit može vrlo djelotvorno ukloniti visokim popuštanjem (na temperaturi višoj od  $500^{\circ}\text{C}$ ), pa je učinkovito i ekonomično da se on tako uklanja u čelicima koji se i tako moraju visoko popuštati (npr. alatni čelici za rad u toploj, brzorezni čelici, čelici za poboljšanje).

**Kaljenje sivog i nodularnog lijeva.** Te se vrste željeznih ljevova kale radi povećanja otpornosti na trošenje odlijevaka ili njihovih dijelova. Za razliku od kaljenja čelika, u kaljenju ljevova sudjeluje samo perlita željezna matrica, dok je lističavi i nodularni grafit pri kaljenju neaktiviran.

Odlijevak treba najprije austenitizirati, računajući da će austenit moći potpuno otopiti samo onaj dio ugljika koji se oslobođio iz eutektoidnih karbida. Toplinski disociraju, naime, samo eutektoidni karbidi, a tek zanemarivo i sekundarni karbidi.

Pri utvrđivanju minimalne temperaturu austenitizacije nekog lijeva treba uzeti u obzir djelovanje silicija i mangana, pa se, npr., maseni (postotni) udio ugljika u perlitu računa pomoću izraza

$$x_C = 0,8\% - 0,15x_{\text{Si}} - 0,1x_{\text{Mn}}, \quad (6)$$

gdje su  $x_{\text{Si}}$  i  $x_{\text{Mn}}$  maseni (postotni) udjeli silicija i mangana u odlijevku. Potrebni uvjeti za kaljivost spomenutih ljevova jesu

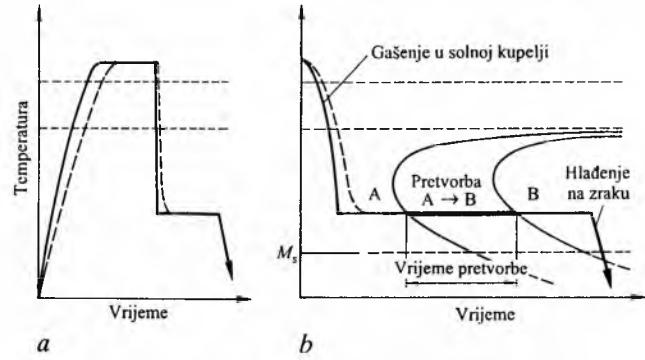
$$\begin{aligned} x_C &\geq 0,5\%, \\ x_C + x_{\text{Si}} &< 4,5\%, \end{aligned} \quad (7)$$

gdje je  $x_C$  maseni (postotni) udio cijelokupnog ugljika u lijevu.

Temperatura je austenitizacije kaljivih odlijevaka između 800 i  $900^{\circ}\text{C}$ . Ako su mali odlijevci austenitizirani po čitavu obujmu, treba ih gasiti u ulju, a ako su djelomice ugrijavani plamenom, npr. vodilice alatnih strojeva, gase se vodenim mlazom.

**Izotermno poboljšavanje čelika.** Taj se postupak sastoji od austenitizacije i gašenja do odredene temperature više od  $M_s$  takvim intenzitetom da se spriječi svaka pretvorba u ferit i perlit, te od držanja na toj temperaturi do djelomične ili potpune pretvorbe pothlađenog austenita u bainit (sl. 9a, sl. 39). Ohlađivanje nakon pretvorbe obično se provodi na mirnom zraku. Temperatura izoterme odabire se najčešće tako da se pretvorbom austenita postigne donji (igličasti) bainit (sl. 29).

Izotermno poboljšavanje čelika ne valja nazivati izoternim kaljenjem, jer se radi o pretvorbi u bainit, a ne u martenzit, a i



Sl. 39. Dijagram izoternog poboljšavanja. a) opći dijagram postupka, b) izoterni dijagram TTT

postignuta su svojstva usporediva s onima koja nastaju tzv. klasičnim poboljšanjem (tabl. 7).

Tablica 7

USPOREDBA SVOJSTAVA IZOTERMNO I KLASIČNO POBOLJŠANOG ČELIKA\*

Postupak	Uvjeti obradbe	Vlačna čvrstoća N/mm <sup>2</sup>	Konvencionalna granica tečenja ( $R_{p0,2}$ ) N/mm <sup>2</sup>	Životnost J
Izotermno poboljšanje	888 °C/solna kupelj 300 °C/1 h	1650	1300	47
Klasično poboljšanje	880 °C/voda + popuštanje 520 °C/1 h	1100	850	35

\*sastav čelika: 0,3% C, 1,1% Si, 1,0% Mn, 1,0% Cr

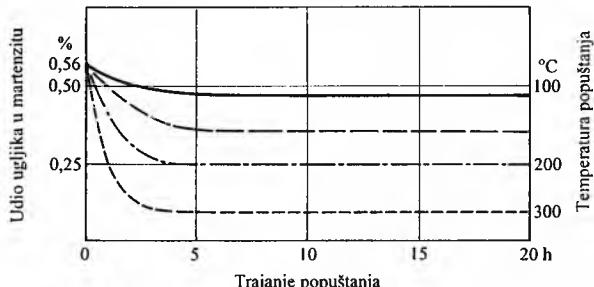
## POPUŠTANJE

Popuštanje je postupak toplinske obradbe koji se sastoji od jednostrukog ili višestrukog ugrijavanja zakaljenog obratka na temperaturu nižu od  $A_{\text{cl}}$ , zatim od držanja na toj temperaturi i od prikladna ohlađivanja. Glavna je svrha popuštanja povećanje duktilnosti i smanjenje vlastitih naprezanja, što se postiže sniženjem stupnja tetragonalnosti martenzita i uklanjanjem zaostalog austenita. Popuštanje je redovito praćeno sniženjem tvrdote, koja zbog jednostavnosti i brzine mjerena služi i kao pokazatelj popuštanja, što ne znači da je njezino sniženje i svrha popuštanja.

Procesi popuštanja izrazito su difuzijskog karaktera, pa će i učinak ovisiti u prvom redu o temperaturi i trajanju popuštanja, koji su povezani izrazom izvedenim iz zakona za difuziju:

$$P = T(C + \lg t), \quad (8)$$

gdje je  $P$  parametar popuštanja,  $T$  termodinamička temperatura popuštanja,  $C$  konstanta (u praksi se za sve vrste čelika računa s vrijednošću  $C=20$ ), a  $t$  trajanje držanja u satima pri temperaturi popuštanja. U praksi držanje pri popuštanju traje između 1 i 5 sati (sl. 40).



Sl. 40. Promjena udjela ugljika u martenzitu čelika s početnih 0,56% C popuštanjem u trajanju do 20 h

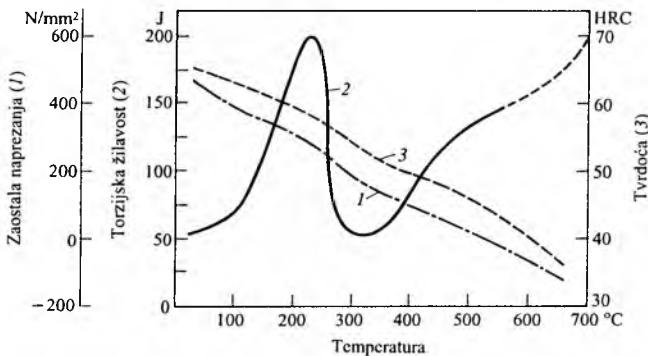
**Strukturne promjene prilikom popuštanja.** Regularna mesta ugljikovih atoma u martenzitnoj  $\alpha$ -rešetki nisu energetski

najpovoljnija, pa ih neki ugljikovi atomi, privučeni dislokacijama i drugim defektima rešetke, napuštaju. To se događa već pri hlađenju austenita na temperaturu nižu od  $M_s$ , a nastavlja se i pri  $20^\circ\text{C}$  (prirodno starenje), pa i ugrijavanjem do  $\sim 100^\circ\text{C}$ . Taj je proces predstadij popuštanja, a posljedica mu je malo sniženje stupnja tetragonalnosti (sl. 26).

Prilikom popuštanja zakaljenog čeličnog obratka pri temperaturi  $100\cdots 150^\circ\text{C}$  očita se neznatna difuzijska pokretljivost ugljikovih atoma, što uzrokuje pojavu precipitiranih metastabilnih karbida sastava  $\text{Fe}_x\text{C}$  ( $x < 3$ ). Taj je oblik karbida metastabilan pa pri dalnjem popuštanju konačno prelazi u  $\text{Fe}_3\text{C}$ , tj. može ga se shvatiti kao klic stvaranja stabilnih karbida.

Rezultat je toga I. stadij popuštanja daljnje smanjenje stupnja tetragonalnosti i povećanje heterogenosti martenzita (smanjenje udjela ugljika na mjestima stvaranja i izlučivanja karbida). Nastaje struktura u kojoj su u metastabilnoj koloidnoj ravnoteži vrlo sitne čestice karbida i još uvek prezasićena matrica martenzita.

Pri  $150\cdots 300^\circ\text{C}$  zbiva se II. stadij popuštanja: u igličastom (visokougljičnom) martenzitu izlučuju se čestice metastabilnog  $\chi$ -karbida ( $\text{Fe}_5\text{C}_2$ ) s monoklinskom rešetkom, a u nižeugljičnom martenzitu nastaje karbid  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Pri višoj temperaturi ili nakon duljeg vremena  $\chi$ -karbid također prelazi u  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Difuzija ugljikovih atoma već je toliko intenzivna da može osigurati rast karbidnih čestica. U tom stadiju reagira i niskolegirani zaostali austenit, koji se pretvara u igličasti bainit (ili martenzit). Svim se tim zbivanjima uklanja ugljik iz čvrste  $\alpha$ -otopine (iz martenzita), a najveće su promjene unutar trajanja popuštanja  $1\cdots 2$  sata, pri temperaturi  $200\cdots 300^\circ\text{C}$  (sl. 41).



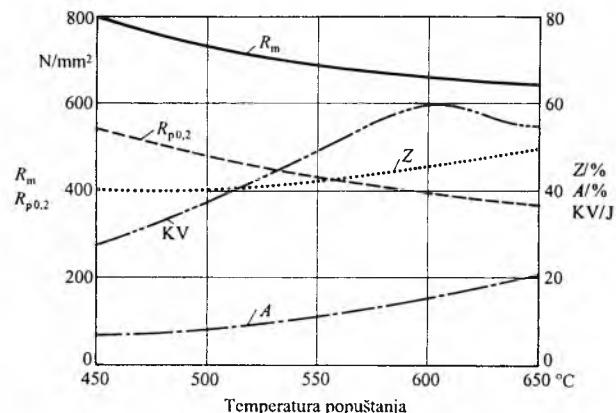
Sl. 41. Dijagram popuštanja čelika Č3840

Treći se stadij popuštanja odvija pri ugrijavanju martenzita na temperaturu  $300^\circ\text{C}$  i višu. Intenzivno se stvara karbid  $\text{Fe}_3\text{C}$ , i to iz više metastabilnih karbida koji su izlučeni u prethodna dva stadija, zatim izravno iz martenzita, te istodobnom preraspodjelom ugljikovih atoma u metastabilnim karbidima i čvrsto otopini. Stupanj se tetragonalnosti na temperaturi višoj od  $300^\circ\text{C}$  toliko smanjuje (i približuje vrijednosti 1) da se rentgenskim zrakama više ne razlikuju parametri rešetke  $\alpha$ -otopine od parametara rešetke  $\alpha$ -željeza,  $\alpha$ -otopina koja je popuštena do  $300^\circ\text{C}$  naziva se popušteni martenzit, a ona popuštena na temperaturi višoj od  $300^\circ\text{C}$  visokopopušteni martenzit, katkad i kubični martenzit. U kasnijem, III. stadiju okupljaju čestice karbida, a na temperaturi višoj od  $500^\circ\text{C}$  postaju izrazito kuglasta oblika (sferoidit).

Srednjeuglični, nelegirani ili niskolegirani konstrukcijski čelici podvrgavaju se nakon gašenja visokom popuštanju s glavnim svrhom da se postigne kompromis između granice tečenja i opće duktelnosti (sl. 42).

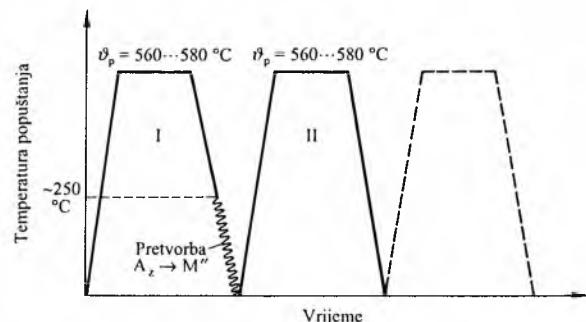
Sekundarno otvrdnuće nastaje pri popuštanju visokolegiranih čelika na temperaturi višoj od  $500^\circ\text{C}$ . Ono je posljedica toplinski uzrokovane raspada velikog udjela zaostalog austenita ( $20\cdots 40\%$  nakon gašenja). Taj je četvrti stadij popuštanja karakterističan npr. za brzorezne čelike i alatne čelike za rad u toplo stanju, a odvija se tako što se pri temperaturi popuštanja ( $500\cdots 600^\circ\text{C}$ ) zaostali austenit osiromašuje vanadijem, molibdenom, volfratom i ugljikom. Nastali karbidi (tzv. karbidi popuštanja:  $\text{V}_4\text{C}_3$ ,  $\text{Mo}_2\text{C}$ ,  $\text{W}_2\text{C}$ ) prvi su uzrok sekundarnog otvrdnuća i glavni čimbenik povišenja otpornosti alata na trošenje.

U fazi ohladijanja s temperaturom popuštanja razlegirani će se zaostali austenit ( $A_s$ ) pretvarati u sekundarni martenzit ( $M''$ ), i to počevši od  $\sim 250^\circ\text{C}$ , jer mu je temperatura  $M_s$  povišena zbog



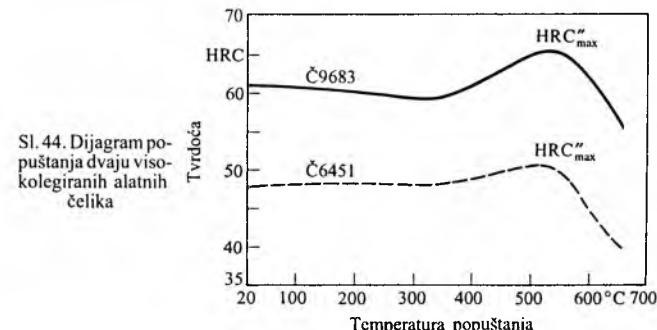
Sl. 42. Dijagram poboljšavanja čelika Č1530.  $R_m$  vlačna čvrstoća,  $R_{p0,2}$  konvencionalna granica tečenja,  $Z$  suženje presjeka nakon prekida,  $A$  produljenje nakon prekida,  $KV$  žilavost

razlegiranja (sl. 43). Sekundarni je martenzit drugi čimbenik sekundarnog otvrdnuća (sl. 44).



Sl. 43. Dijagram popuštanja visokolegiranog čelika

Kako se u strukturi takva prvi put popuštenog čelika nalazi i nepopušteni dio martenzita, takav se čelik treba popuštati barem dvaput (u praksi 3...7 puta).



**Promjena svojstava popuštanjem.** U skladu s karakterističnim pojavama u pojedinim stadijima popuštanja, u praksi se obično postupci popuštanja dijele na:

a) *nisko popuštanje* (temperatura popuštanja  $< 250^\circ\text{C}$ ), kojem se podvrgavaju alatni čelici za rad u hladnom stanju te cementirani čelici;

b) *srednje popuštanje* ( $350\cdots 450^\circ\text{C}$ ), koje se primjenjuje razmjerno rijetko (npr. za opružne čelike), i to praktički samo za čelike legirane i silicijem, jer on smanjuje opasnost od niskotemperaturne krhkosti popuštanja, koja se inače pojavljuje pri temperaturi  $260\cdots 400^\circ\text{C}$  (sl. 41);

c) *visoko popuštanje* ( $> 450^\circ\text{C}$ ), kojem se podvrgavaju čelici za poboljšanje, zatim visokolegirani alatni čelici za rad u toplo stanju i brzorezni čelici.

Na slici 41 prikazan je tipični dijagram popuštanja niskolegiranog čelika (Č3840, sastav: 0,9% C, 2% Mn, 0,3% Cr, 0,1% V). Iz dijagrama se zaključuje o temeljnim ciljevima popuštanja: o povećanju žilavosti i smanjenju zaostalih naprezanja, ali i o načinu utvrđivanja djelotvornosti popuštanja mjerjenjem tvrdoće

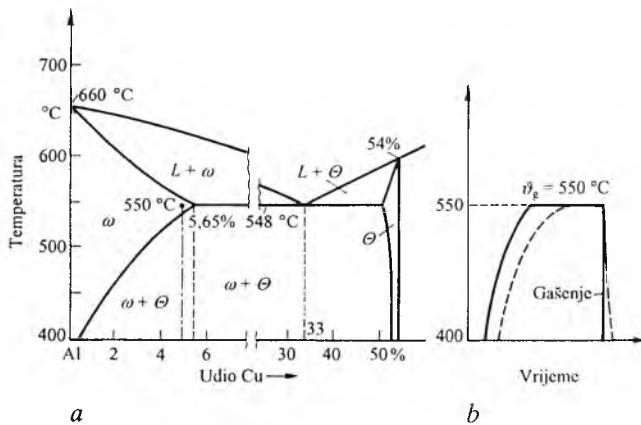
popuštenog čelika. Samo mjerjenje tvrdoće ne smije biti i jedini pokazatelj izbora optimalne temperature popuštanja. Iz slike 41 vidi se da čelik Č3840 treba popuštati ili pri  $200\cdots220^{\circ}\text{C}$  ili pri temperaturi višoj od  $450^{\circ}\text{C}$ .

### GAŠENJE FAZNO NEPROMJENLJIVIH SLITINA

Slitine koje se fazno ne mogu pretvarati općenito se gase (homogeniziraju) s temperature  $T_1 (> T_2)$ , tj. iz monofaznog područja (slitina  $x$  na sl. 24) ili iz bifaznog područja u kojem se snizio udjel faze  $\beta$  (slitina  $y$ ). Namjena je takva gašenja višestruka: pripreme za umjetno ili prirodno stareњe radi otvrđnjavanja, uklanjanje tzv. parazitnih faza (npr.  $\delta$ -ferita u austenitnim čelicima radi smanjenja predispozicije prema interkristaličnoj koroziji) ili priprema za hladno oblikovanje.

Ugrijavanjem slitine na temperaturu gašenja te držanjem na toj temperaturi preraspodjeljuju se atomi legirnih elemenata i postiže se njihova statistički jednolika raspodjela u strukturi matrice. Svrha je samog gašenja (u vodi, u ulju, na zraku) održavanje stanja postignutog na temperaturi  $T_1$  (npr. monofaznost slitine sastava  $x$ , sl. 24).

Na slici 45 prikazan je primjer dijagrama stanja sustava u kojem postoji izrazito precipitacijski očvrstivac slitina, te dijagram gašenja takve slitine.



Sl. 45. Dijagram stanja sustava Al-Cu (a) i dijagram gašenja slitine s 5% Cu (približno Dural, AlCuMg1) (b);  $\omega$  kristali mješanci Cu u Al-matrici,  $\theta$   $\text{Al}_2\text{Cu}$  s ~54% Cu

Pri izboru temperature gašenja treba uzeti u obzir nastojanje da se otopi što više sekundarne faze, ali bez pojave grubozrnatosti koja se poslije ne može ukloniti jer slitina nije fazno promjenljiva pri hlađenju. Sredstvo za gašenje odabire se na temelju stupnja prezasićenja slitine. Slitina je to manje stabilna što je jače prezasićena, pa se treba i intenzivnije gasiti. Osim stupnja i vrste legiranosti, na taj izbor utječe i priroda matrice, struktura prije ugrijavanja, konstanta difuzije, aktivacijska energija difuzije itd. (tabl. 8).

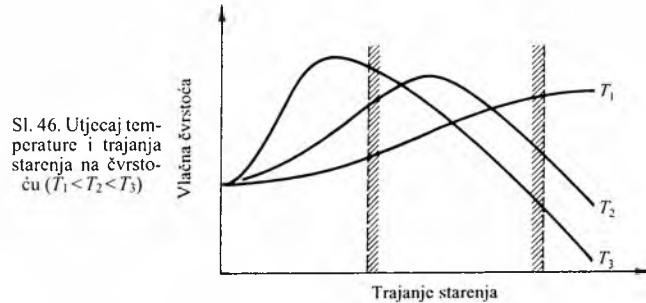
Tablica 8  
PARAMETRI GAŠENJA

Legirna osnova	Slitina	Temperatura °C	Trajanje držanja h	Sredstvo
Željezo	Cr-Ni-austenitni čelik 18/8	1050…1100	1…2	voda
	Cr-feritni čelici	570…800 875…900	0,5…1 0,5…2	zrak voda
	Cr-Ni-austenitni, precipitacijski očvrstivi čelici	1040	0,5…2	zrak
Nikal	Nimonik (80% Ni, 20% Cr)	1070…1090	8	zrak
Bakar	mjed (Cu-Zn)	750…780	1	voda
	Be-bronca CuBe2	760…800	0,5…2	voda
Aluminij	Dural AlCu5Mg1	490…530	2…6	voda
Magnezij	Magnalij	410…420	2…16	zrak

Gašenjem fazno nepromjenljivih slitina neznatno se mijenja njihova čvrstoća, ali im se bitno povećava duktilnost. Tako će, npr., austenitni čelik Č4572 nakon toplog valjanja i hlađenja na zraku imati produljenje nakon prekida oko 20%, a ako je gašen s  $1100^{\circ}\text{C}$  u vodi, onda i do 45%.

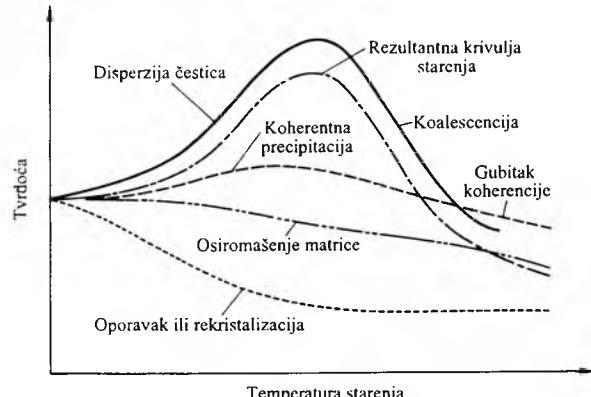
### PRECIPITACIJSKO OTVRĐNJAVA

Precipitacijsko otvrđnjavanje (starenje, dozrijevanje) postupak je toplinske obradbe kojim se povećava tvrdoća zbog djelomičnog izlučivanja viška prije otopljenih faza iz prezasićene otopine. Taj je način otvrđnjavanja (očvršćivanja) jedan od najdjelotovnijih za fazno nepromjenljive slitine, iako se primjenjuje i na fazno promjenljive slitine, npr. precipitacija  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  i  $\text{Ni}_3\text{Al}$  u martenzitu čelika MARAGING, pa i kondicioniranje zaostalog austenita pri popuštanju nekih visokolegiranih (latinskih) čelika. Najčešće se tako otvrđnjavaju neke slitine iz sustava Al-Cu (duralumin) i Cu-Be (berilijska bronca), a mogu se obrađivati i slitine sustava Al-Mg, Al-Ag i drugih.



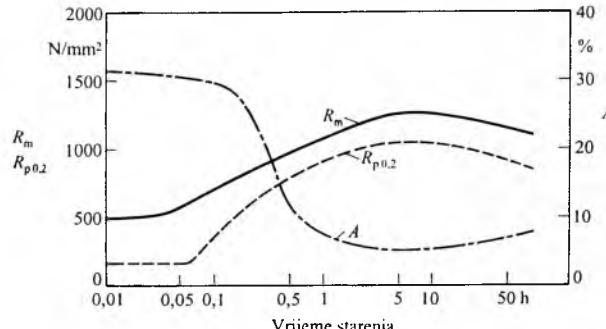
Sl. 46. Utjecaj temperature i trajanja starenja na čvrstoću ( $T_1 < T_2 < T_3$ )

Od nekoliko teorija o nastanku precipitata iz prezasićene otopine najraširenija je teorija stvaranja klica kristalizacije. Ona je posebno primjenljiva na slitine s velikim razlikama u sastavu matrice i precipitata.



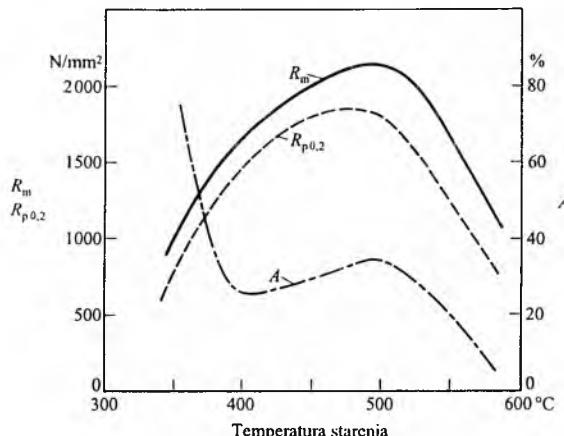
Sl. 47. Utjecaj različitih procesa pri starenju na tvrdoću

Na rezultat starenja (precipitacijskog postupka) slitine u prvom redu utječu temperatura i trajanje starenja (sl. 46), a osim toga i promjena stupnja koherencije, stupanj dispergiranosti, odnosno koalescencije, osiromašenje čvrste otopine zbog pojave novih faza, pojava oporavka ili rekristalizacije itd. (sl. 47). Slike 48 i



Sl. 48. Ovisnost mehaničkih svojstava slitine CuBc2 (gašene s  $800^{\circ}\text{C}$  u vodi i podvrgnute starenju pri  $325^{\circ}\text{C}$ ) o vremenu starenja.  $R_m$  vlačna čvrstoća,  $R_{p0.2}$  konvencionalna granica tečenja,  $A$  produljenje nakon prekida

49 prikazuju rezultate precipitacijske obradbe dviju slitina koje su među tehnički najvažnijim slitinama očvrstivim tim postupkom.



Sl. 49. Ovisnost mehaničkih svojstava čelika MARAGING X2 NiCoMo 18-8-5 (gašenog s 820°C u vodi i podvrgnutog starenju 4 h) o temperaturi starenja.  $R_m$  vlačna čvrstoća,  $R_{p0,2}$  konvencionalna granica tečenja,  $A$  prodljenje nakon prskanja

### TOPLINSKA OBRADBA POVRŠINSKIH SLOJEVA

Svojstva površinskih slojeva strojnog elementa ili alata mogu se promijeniti lokalnim dovodenjem topline i gašenjem, ili promjenom njihova kemijskog sastava i prikladnom toplinskom obradbom. Time se, npr., povećava otpornost na abrazijsko i adhezijsko trošenje, otpornost na korozijsko djelovanje okoliša, induciraju se prednaprezanja povoljnog predznaka i iznosa itd. Pri tom će jezgra obratka ostati nepromijenjena s obzirom na stanje prije površinske toplinske obradbe, tj. ostat će toplinski neobradena ili će potrebna svojstva steći integralnom toplinskom obradbom prije površinske obradbe, npr. prethodnim poboljšavanjem obratka ili kaljenjem i, obično, visokim popuštanjem.

Pregled mogućih promjena mehaničkih svojstava površinskih slojeva čeličnog obratka, izraženih tvrdoćom, sadrži tablica 9.

Tablica 9

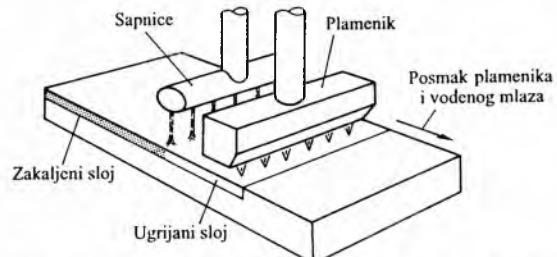
TVRDOĆA NEKIH KONSTITUENATA, ODNOŠNO TERMODIFUZIJSKI POSTIGNUTIH POVRŠINSKIH SLOJEVA ŽELJEZNIH SLITINA

Konstituent ili termodifuzijski sloj	Vickersova tvrdoća* HV
Ferit	100···200
Austenit	300···650
Martenzit	550···1100
Tvrdi krom	800···1300
Cementit ( $Fe_3C$ )	900···1200
Slojevi nitrida	700···1500
Slojevi borida	1900···2100
Slojevi titanova nitrida	2000···2500
Slojevi kromnog karbida	2200···2700
Slojevi volfrannog karbida	2200···2700
Slojevi vanadijeva karbida	2300···2700
Slojevi titanova karbida	4000···4600

\*Tvrdoća dijamanta iznosi 10 000 HV.

**Obradba bez promjene kemijskog sastava.** Postupci površinske toplinske obradbe bez promjene kemijskog sastava (ugrijavanje plamenom, indukcijom, visokom energijom) sastoje se od ugrijavanja kojim se u kratkom vremenu samo u površinske slojeve obratka unosi radi austenitizacije ograničena količina topline. Kaljenje, tj. otvrdnjavanje pretvorbom austenita u martenzit, bainit itd., zbiva se prema već opisanoj mehanizmu, ali s tom razlikom što se nije austenitizirala cijela masa, pa nema prokaljivanja. Zbog posebno brzog ugrijavanja određenih loka-liteta do temperature austenitizacije remeti se redoslijed otapanja (npr. ferita i karbida) i otežava homogenizacija austenita (sl. 8 a).

Uređaj za *plameno ugrijavanje* površinskih slojeva (sl. 50) sastoji se od plamenika i sapnica, pa se površinski sloj odmah nakon austenitizacije gasi vodom. Gorivi plin najčešće je smjesa acetilena i kisika, no primjenjuje se i posebno pripremljena smjesa prirodnog plina i kisika.



Sl. 50. Uređaj za plameno ugrijavanje površinskih slojeva plosnatih proizvoda

Takvo je ugrijavanje posebno prikladno za nelegirane i niskolegirane konstrukcijske čelike za poboljšavanje (obično se proizvodi prethodno poboljšaju) ili za obratke od sivog lijeva, osobito za one velikih dimenzija, npr. za vodilice postolja alatnih strojeva, ali i za svornjake, vratila, koljenaste i grebenaste osovine te zupčanike. Postupak je pogodan za veće serije, jer gotovo za svaki oblik i dimenzije obratka treba izraditi poseban sustav plamenika i sapnica.

Parametri postupka, npr. temperatura i dubina ugrijavanja, reguliraju se brzinom posmika plamenika. Može se raditi i tako da se posmik ostvaruje translacijom, a često i rotacijom obratka. Dubine austenitizacije zakaljivanja i prokaljivanja iznose 1···15 mm, već prema svojstvima zakaljivosti i prokaljivosti, a tvrdoće 50···65 HRC, što ovisi o udjelu ugljika u čeliku, odnosno udjelu vezanog ugljika u sivom lijevu. Pod dubinom otvrdnjavanja (zakaljivanja) razumijeva se udaljenost od površine onog lokaliteta kojemu nakon završene toplinske obradbe tvrdoća iznosi još 80% od njezine vrijednosti na površini.

Pri *indukcijskom ugrijavanju* površinski se slojevi ugrijavaju vrtložnim strujama što ih stvara magnetno polje. Dubina prodora vrtložnih struja obrnuto je razmjerna frekvenciji električne struje, pa će za (mrežnu) frekvenciju (50 Hz) dubina iznositi do 75 mm, za srednju frekvenciju (0,5···10 kHz) dubina je 6···20 mm, a za visoku frekvenciju (0,1···2,5 MHz) dubina je 0,3···1 mm.

Uređaj s posmakom induktora ima i sapnicu za voden mlaz, a ako se induktorem istodobno austenitizira cijela površina, obradak se gasi u vodi ili u ulju.

Debljina sloja u kojem je djelotvorno ~85% proizvedene topline iznosi

$$d = \sqrt{\frac{\rho}{f\mu}}, \quad (9)$$

gdje je  $\rho$  električna otpornost,  $f$  frekvencija izmjenične struje, a  $\mu$  magnetna permeabilnost.

Uza sve prednosti, kao što su kratko ugrijavanje, neznatna opasnost od deformacije ili puknuća obratka, jednolična kvaliteta zakaljivanja, neznatna oksidacija itd., ipak se taj postupak primjenjuje samo za masovnu proizvodnju jer su troškovi njegove provedbe vrlo visoki.

Zajednička je dobra strana plamenog i induksijskog ugrijavanja što u obratku nakon zakaljivanja ostaje povoljan raspored zaostalih naprezanja. Naime, u površinskim slojevima pojavljuju se tlačna naprezanja koja pozitivno utječu na dinamičku izdržljivost.

**Lasersko ugrijavanje** razvilo se u novije vrijeme, a radi se o otvrdnjavanju nakon ugrijavanja laserom. Struja fotona apsorbira se u sloj dubine 0,01···0,1 μm. Za austenitizaciju se primjenjuje unos energijskog toka  $10^4···10^5 W/cm^2$  u trajanju od  $\sim 10^{-3} s$ . Nakon ugrijavanja vrlo tanki austenitizirani sloj sam se gasi odvođenjem topline u unutrašnjost obratka. Većinom se primjenjuje laser snage 2,5···5 kW, a uobičajeni rotacijskosimetrični presjek zrake modificira se optičkim napravama u pravokutni, kako bi posmično ugrijavanje bilo jednoličnije i s boljim prekrivanjem.

Ako se unese energijski tok od  $10^6 W/cm^2$ , rastalit će se u vremenu od  $10^{-4}···10^{-2} s$  tanki sloj, koji će naglim hlađenjem (samo-

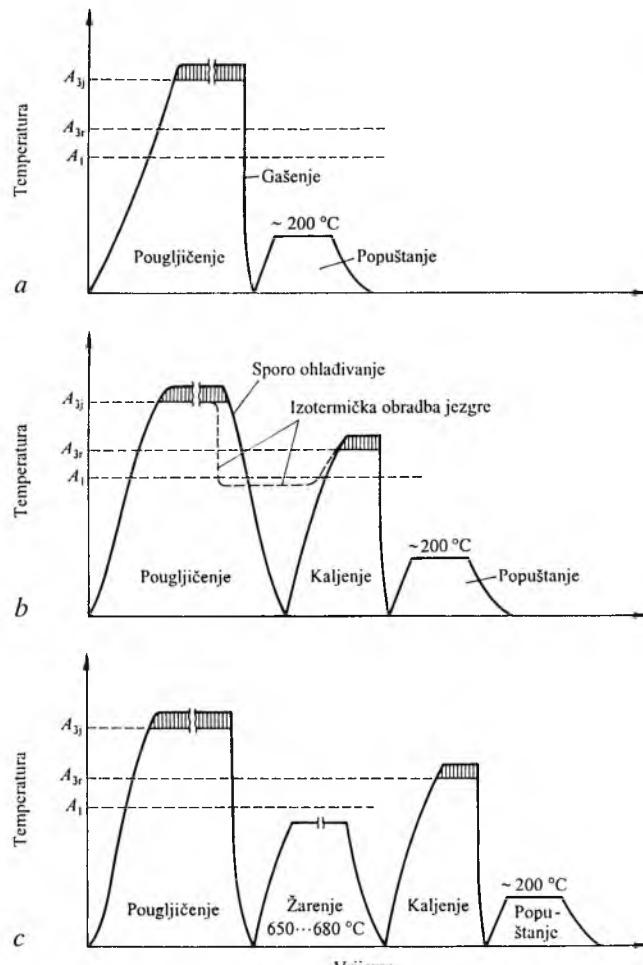
gašenjem) postati vrlo tvrd i otporan na trošenje. Međutim, ako se u vremenu od  $10^{-6}\dots10^{-4}$  s unese energijski tok od  $10^7$  do  $10^8 \text{ W/cm}^2$ , gašenjem će nastati metalno staklo ekstremne tvrdoće i njoj primjerene otpornosti na trošenje.

**Termodifuzijska (termokemijska) obradba.** Uz kemijsko i toplinsko djelovanje provodi se i termodifuzijska ili termokemijska obradba kojom se mijenjaju kemijski sastav, struktura i svojstva površinskih slojeva. Obradak se ugrijava i drži u aktivnom sredstvu, koje može biti u čvrstom, kapljevitom, plinovitom ili plazmatsičnom stanju.

Tijekom termodifuzijske obradbe mogu se razlikovati tri procesa: *a*) oslobađanje kemijskog elementa iz aktivnog sredstva prevođenjem u atomno stanje, za što je potreban kemijski aktivator; *b*) adsorpcija atoma na površinski sloj metala. Adsorpcija može biti fizikalna (na temelju van der Waalsovih privlačnih sila) ili kemijska (kemisorpcija), kada se stvaraju čvrsti spojevi adsorbiranih atoma s atomima površinskih slojeva. Adsorpcija je brz, egzoterman proces; *c*) difuzija adsorbiranih atoma u unutrašnjost. O tome sporom procesu u prvom redu ovisi učinak svake termokemijske obradbe.

Termodifuzijskom obradbom u površinske se slojeve uvode ugljik (pougljičenje), dušik (nitriranje), istodobno ugljik i dušik (karbonitriranje i nitrokarburiranje), bor (boriranje) itd., a eksperimentira se i s uvođenjem metala.

**Cementiranje.** Pod cementiranjem se razumijeva uvođenje ugljika (*pougljičenje*) ili istodobno ugljika i dušika (*pougljičenje i podušćenje, karbonitriranje*), te kaljenje da bi površinski slojevi čelika postali tvrdi. Cementiraju se proizvodi od nelegiranih i legiranih kvalitetnih ili plemenitih čelika, s najviše 0,25% ugljika, koji će u radu biti izloženi trošenju i udarcima.



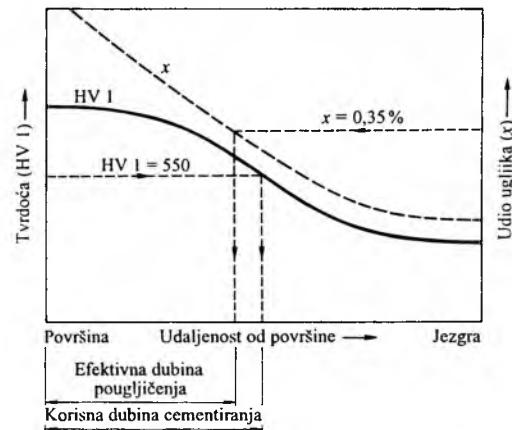
Pougljičenje se provodi u čvrstom, kapljevitom ili plinovitom aktiviranim sredstvu, npr. u granulatu smjese ugljena i barijeva karbonata, u solnim kupeljima bez cijanida ili u plinskoj smjesi ugljikovodika, dok se karbonitrirati može u solnim kupeljima uz dodatak cijanida ili u plinskim smjesama u kojima se aktivira prijelaz ugljika i dušika u atomno stanje. Temperatura pougljičenja u granulatu ili plinu iznosi najčešće  $850\dots900^\circ\text{C}$ , a u solnim kupeljima  $900\dots950^\circ\text{C}$ .

Da bi bili sposobni za primanje ugljikovih atoma koji u njih ulaze difuzijom, površinski slojevi čelika trebaju biti u stanju austenita, jer ferit ne otapa ugljik. Nakon pougljičenja površinski slojevi postaju zakaljivi, a sam se postupak termodifuzije i kaljenja može različito voditi (sl. 51). Cementiranje prikazano na slici 51b obično se primjenjuje nakon pougljičenja u granulatu ili plinu, a ono na slici 51a i c nakon pougljičenja u solnoj kupelji.

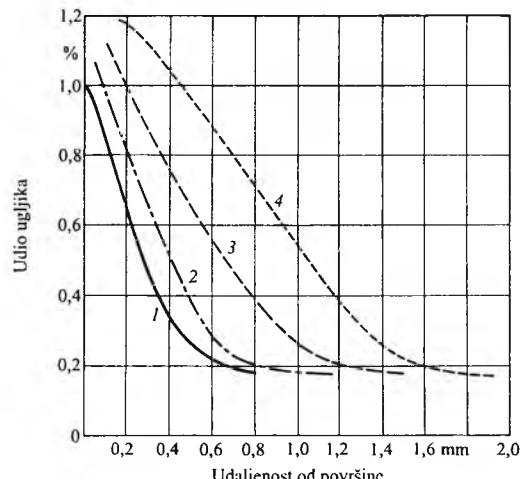
Pougljičenjem se teži površinskom udjelu ugljika od  $0,8\dots1,0\%$ . Površinski slojevi s više od 1% ugljika bili bi, naime, previše krhki.

Učinak cementiranja procjenjuje se postignutom dubinom cementiranja i svojstvima jezgre proizvoda. Površinska tvrdoća najčešće nije sporna, jer se redovito postiže velika zakaljenost površine s tvrdoćom  $\geq 60 \text{ HRC}$ . Dobro je da jezgra bude žilava, a njezina će svojstva ovisiti o prokaljenosti, koja će, unatoč niskom popuštanju pri  $\sim 200^\circ\text{C}$ , biti velika jer je udjel ugljika u jezgri manji, pa redovito nastaje pretežno masivni, a ne igličasti martenzit.

Dubina cementiranja utvrđuje se mjerjenjima tvrdoće po presjeku proizvoda ili analizom udjela ugljika u zonama pougljičenog sloja (sl. 52). Prema normi DIN 50190 korisnom se smatra ona dubina cementiranja koja ima tvrdoću HV1 = 550, a kao efektivna dubina pougljičenja uzima se ona na kojoj se analizom utvrdi udio ugljika od 0,35%.



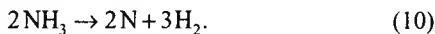
Utjecaj temperature i trajanja cementiranja vidi se na primjeru pougljičenja čelika Č4320 (sl. 53).



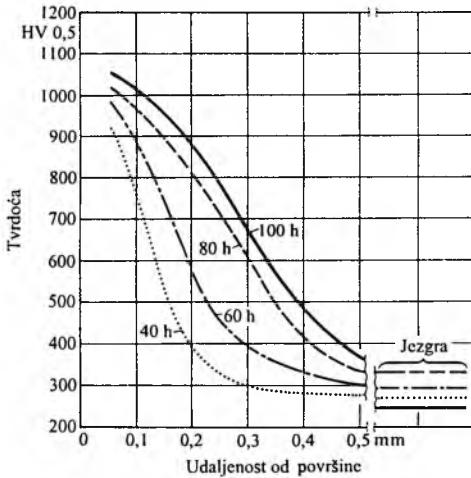
**Nitriranje i nitrokarburiranje.** Nitriranje je termodifuzijska obradba kojom se površinski slojevi obogaćuju dušikom, a nitrokarburiranje je istodobno obogaćivanje površinskih slojeva i dušikom i ugljikom. Za razliku od otvrdnjavanja pri cementiranju i karbonitriranju, prilikom nitriranja i nitrokarburiranja površinski slojevi otvrdnjavaju stvaranjem mješanaca u  $\alpha$ -željezu i stvaranjem nitrida ili karbonitrida s kromom, aluminijem, molibdenom i vanadijem, koji su legirni sastojci čelika. Postupci se najčešće provode u plinovitom ili kapljivom sredstvu te u plazmi pri temperaturi  $480\cdots580^{\circ}\text{C}$ , rjeđe do  $700^{\circ}\text{C}$ , dakle u  $\alpha$ -strukturi.

Ukupna debljina termodifuzijskog sloja može, već prema postupku, iznositi do 1 mm. U vanjskom dijelu tog sloja postoji tzv. zona spojeva debljine do  $25\mu\text{m}$  u kojoj se ostvaruje potpuno zasićenje nastajanjem nitrida i karbonitrida i ona je nosilac otpornosti na adhezijsko trošenje (otpornost na tzv. zaribavanje). Ostali je dio sloja difuzijska zona koja je, zbog velikih vlastitih tlačnih naprezanja, nosilac dinamičke izdržljivosti nitriranih i nitrokarburiranih proizvoda.

**Plinsko nitriranje** provodi se u struji amonijaka koji se pri temperaturi postupka od  $480\cdots520^{\circ}\text{C}$  raspada:



Oslobođeni dušik u atomnom stanju difundira zatim kroz površinu čelika u unutrašnjost obratka. Plinski se nitriraju specijalni čelici legirani aluminijem, kromom i molibdenom (sl. 54), s kojima se dušik spaja u nitride. Time se sprečava stvaranje zone spojeva sa željeznim nitridima  $\text{Fe}_2\text{N}$  ili  $\text{Fe}_4\text{N}$ , koji bi nitrirani sloj činili suviše krhkim. Posebno tvrdi površinski slojevi nastaju na čelicima legiranim aluminijem. Nakon plinskog nitriranja obradak se ohlađuje razmjerno sporo, u peći, pa nema opasnosti od toplinskih naprezanja i deformiranja.



Sl. 54. Tvrdoča čelika Č4739 (Cr-Al-Mo) nakon nitriranja u plinovitom amonijaku u trajanju  $40\cdots100$  h na temperaturi  $510^{\circ}\text{C}$

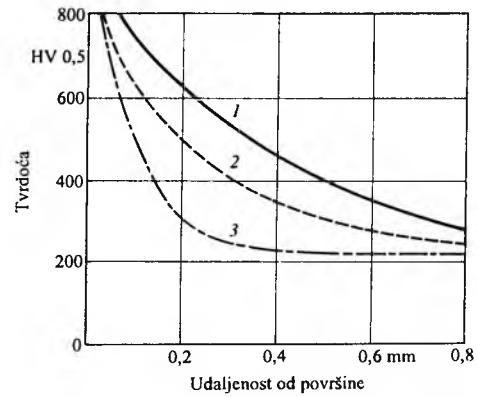
Zbog velike površinske tvrdoče plinski nitrirani proizvodi vrlo su otporni na abrazijsko trošenje, a zbog tlačnih vlastitih naprezanja u površinskim slojevima i dinamički su vrlo izdržljivi.

**Nitriranje u cijanidnim solnim kupeljima**, poznato za željezne slitine pod nazivom TENIFER, a za titanske slitine pod nazivom TIDURAN, zapravo je nitrokarburiranje jer se u zoni spojeva stvaraju karbonitridi. Ono je prikladno za sve vrste čelika. Dubina nitriranja i debljina zone spojeva bit će to manji što je viši stupanj legiranosti. Temperatura obrade iznosi  $570^{\circ}\text{C}$ , trajanje općenito između 0,5 i 4 sata, a za brzorezne alate samo desetak minuta. Toplinski predobrađeni čelici (poboljšani čelici, visokopopušteni brzorezni čelici i alatni čelici za rad u toplomu) mogu se nitrokarburirati ako se prethodno višekratno popuštaju pri temperaturi višoj od  $570^{\circ}\text{C}$ .

Nakon nitrokarburiranja proizvodi se obično hlađe u vodi ili ulju kako bi se u difuzijskoj zoni sprječila tvorba nitrida  $\text{Fe}_4\text{N}$ , što bi smanjilo tlačna površinska naprezanja, ali i zbog estetskih razloga, jer se takvim hlađenjem dobiva jednolična i zagasito-siva površina.

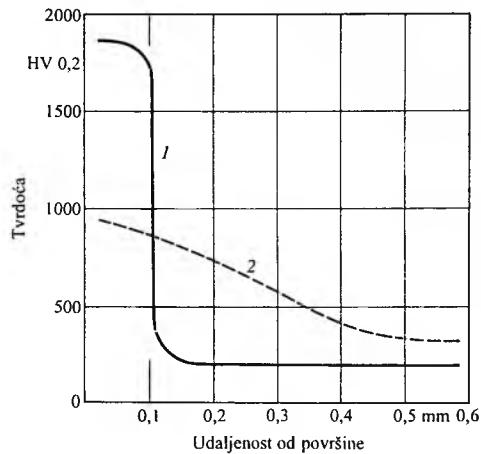
**Nitriranje u plazmi** noviji je postupak nitriranja ili nitrokarburiranja (tzv. ionitriranje), a prikladno je za sve vrste čelika i željeznih ljevova. Obradak se spaja kao katoda, a stijenka posude kao anoda. U posudi se nalazi ionizirani amonijak pod tlakom  $1\cdots10$  mbar. Nakon električnog pražnjenja među elektrodama (napon nekoliko stotina volti, jakost struje 60 A) pozitivni ioni, koji se gibaju prema katodi, ubrzavaju se i udaraju u katodu uz razvijanje topline, pa dovođenje topline izvana nije potrebno. Tom prilikom izbacuju s površine obratka atome željeza, ugljika i legirnih elemenata (tzv. otprašivanje). Atomi željeza koji su izbačeni s površine katode spajaju se u nitride koji se opet na površini raspadaju, pri čemu se oslobodeni atomni dušik adsorbira na površini katode i difundira u unutrašnjost obratka, a amonijak djelomice ionizira i proces tako nastavlja. Temperatura je površinskih slojeva katode  $350\cdots580^{\circ}\text{C}$ , a proces traje od 30 minuta do 40 sati.

Na slici 55 uspoređuju se tvrdoče postignute različitim postupcima nitriranja. U zoni difuzije dušik je otopljen u feritu, koji bi se pri sporom ohlađivanju s temperaturom postupka ili pri naknadnom ugrijavanju nitriranog proizvoda od  $200\cdots250^{\circ}\text{C}$  izlučio u obliku iglica nitrida  $\text{Fe}_3\text{N}$ , što bi zoni poništilo dobra svojstva tvrdoče i povoljna zaostala naprezanja.



Sl. 55. Tvrdoča čelika Č4320 postignuta različitim postupcima nitriranja. 1) plazmi ( $550^{\circ}\text{C}$ , 20 h), 2) plinskim nitriranjem ( $500^{\circ}\text{C}$ , 60 h), 3) u solnoj kupelji ( $570^{\circ}\text{C}$ , 1,5 h)

**Boriranje.** Prilikom boriranja površinski se slojevi čeličnog obratka obogaćuju borom, pa nastaju boridi željeza. Njihova je tvrdoča  $1800\cdots2100 \text{ HV } 0,2$ , što im daje izvanrednu otpornost na trošenje (sl. 56).



Sl. 56. Usporedba tvrdoča čelika Č1220. 1) čelik boriran ( $900^{\circ}\text{C}$ , 2 h) i sporo hlađen u granulatu, 2) pougljičen u solnoj kupelji ( $900^{\circ}\text{C}$ , 2 h) i gašen izravno u vodi

Nakon boriranja na površini nastaje zona spojeva koja se sastoji od borida, a ispod nje je difuzijska zona nezasićena borom. Boriranje treba po mogućnosti obavljati tako da u površinskom sloju bude samo borid  $\text{Fe}_3\text{B}$ , a da se uz samu površinu ne stvari sloj borida  $\text{FeB}$ , koji je krhak i drugačijeg smjera vlastitih naprezanja.

Borirati se može u granulatu, solnoj kupelji ili plinu. Najčešće se radi u granulatu, pri  $800\cdots1000^{\circ}\text{C}$  u trajanju 1…6 sati, ohlađuje se sporo, a nakon toga se po potrebi može ponovno austenitizirati i gasiti u ulju (tzv. kaljenje jezgre).

Boriranje je prikladno za sve vrste čelika, iako se najbolje boriraju nelegirani čelici s  $0,3\cdots0,6\%$  ugljika. Tek bi velik udio silicija negativno utjecao na površinska svojstva čelika zbog stvaranja ferita u difuzijskoj zoni.

Netopljivost ugljika u boridima uzrok je njegovu potiskivanju iz boridnog sloja, pa se u dijelu difuzijske zone neposredno ispod zone spojeva stvara tzv. ugljikov bedem s povećanim udjelom ugljika, što pridonosi poboljšanju kvalitete difuzijske zone i postaru tlačne opteretivosti površine čelika.

Debljina zone spojeva ovisi o temperaturi i trajanju boriranja, te o udjelu ugljika i legirnih elemenata, pa je to veća što je čelik slabije legiran i što ima manje ugljika. Debljina je obično  $\sim0,15$  mm, ali se za ekstremno velike tribološke zahtjeve može prodljenjem boriranja na gornjoj temperaturnoj granici postići debljina i do 0,8 mm. Međutim, tada treba posebno paziti te na vrijeme uočiti mogućnost stvaranja nepoželjnoga krhkog borida FeB i to sprječiti.

**Termofuzija metala.** Taj je postupak obradbe površinskih slojeva metala razmjerno rijedak i uglavnom još u eksperimentalnoj fazi (tabl. 10). Svrha je difuzijom vanadija i niobia u površinske slojeve obratka povećati njegovu otpornost na trošenje, difuzijom kroma u niskougljične čelike povećati im otpornost prema koroziji, a difuzijom aluminija povećati otpornost čelika prema visokotemperaturnoj oksidaciji.

Tablica 10

## UVJETI OBRADBE TERMODIFUZIJOM METALA

Difundirajući metal	Sredstvo	Temperatura °C	Površinski slojevi		
			Sastav	Tvrdoća HV 0,05	Debljina μm
Krom	prah, solna kupelj	900…1200	mješoviti karbidi željeza i kroma	1400…2000	$\leq 50$
Vanadij		1000…1100	karbidi vanadija: $\text{V}_2\text{C}$ $\text{VC}(\text{V}_4\text{C}_3)$	1800 2500	$\leq 20$
Niobij	prah	1000…1100	niobijev karbid	$\sim 2400$	$15\cdots20$
Aluminij	plin, prah, solna kupelj	$\sim 1200$	međumetalni spojevi željeza i aluminija	200…1200	$\leq 1000$

LIT.: R. Wilson, Metallurgy and Heat Treatment of (Tool) Steels. McGraw Hill, London–New York–Düsseldorf–Montreal–Paris 1975. – H. J. Eckstein, Wärmebehandlung von Stahl. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1979. – E. Hornbogen, Werkstoffe. Springer-Verlag, Berlin–Heidelberg–New York 1979. – J. Burke, The Kinetics of Phase Transformations in Metals. Pergamon Press, Oxford–London–Edinburgh–New York–Paris–Frankfurt 1980. – W. Schatt, Einführung in die Werkstoffwissenschaft. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1981. – M. I. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер, Синтез новые стали. Металлургия, Москва 1985. – I. Novikov, Theory of Heat Treatment of Metals. Mir-Publishers, Moskva 1987.

M. Novosel

**TOPOLOGIJA**, grana suvremene matematike unutar koje se proučavaju prostori i neprekidna preslikavanja prostora. Na neprekidna se preslikavanja može gledati kao na funkcije kojima pogreške u rezultatu ostaju unutar zadanih granica ako se ulazni podaci uzimaju s dovoljnom točnošću. Da bi taj iskaz dobio egzaktno značenje, moraju područje definicije i područje vrijednosti preslikavanja imati određenu strukturu, što ih čini prostorima.

Topologija (grč. τόπος *topos* mjesto) ubraja se u temeljne matematičke discipline i primjenjuje se u mnogim područjima matematike, napose u matematičkoj analizi, funkcionalnoj analizi, diferencijalnim jednadžbama, geometriji i topološkoj algebi.

Topologija odnedavno daje nove uvide i u teorijsku fiziku, a neki su njezini dijelovi važni i u kemiji (struktura molekula).

Najraniji se topološki teoremi odnose na poligone i poliedre. Tako su već R. Descartes (1569–1650) i L. Euler (1707–1783) našli važnu formulu  $b_0 - b_1 + b_2 = 2$ , koja vezuje broj vrhova, bridova i područja svake dekompozicije sferne (kugline) plohe  $S^n$ . Među začetnicima topologije treba ubrojiti K. F. Gaussa (1777–1855), koji je uveo indeks zauzlanosti dviju zatvorenih krivulja i dokazao tzv. *osnovni teorem algebre*, A. F. Möbiusa (1790–1868), koji je uveo baricentrične koordinate, I. B. Listinga (1808–1882) od kojega potječe naziv topologija, H. Grassmann (1809–1877), koji je proučavao  $n$ -dimensionalni euklidski prostor i B. Riemanna (1826–1866), koji je definirao  $n$ -dimensionalne mnogostrukosti. Osnivačima topologije mogu se smatrati G. Cantor (1845–1918) i H. J. Poincaré (1854–1912). Cantor je ne samo zasnovao teoriju skupova (v. *Teorija skupova*, TE 12, str. 725), već je dao i važne priloge topologiji skupova u euklidskom prostoru i time zasnovao skupovnu topologiju. Poincaré je proučavao  $n$ -dimensionalne mnogostrukosti koje dopuštaju dekompoziciju u celije. Definirao je tzv. *Bettijeve brojeve* (rangovi grupa homologije), koji daju podatke o povezanosti mnogostrukosti. Time je postavio temelje kombinatorne, odnosno algebarske topologije.

Skupovna topologija u svom je daljem razvoju u prvom redu bila usmjerena na probleme iz teorije realnih funkcija i funkcionalne analize. Važne su doprinose u ranoj fazi dati M. Fréchet (1878–1973), F. Hausdorff (1868–1942), K. Kuratowski (1896–1980), P. S. Aleksandrov (1896–1982) i P. S. Uryson (1898–1924). Iz skupovne topologije razvila se *opća topologija* (teorija topoloških prostora), *skupovno-teorijska topologija* (proučava topološke probleme ovisne o aksiomatskoj teoriji skupova), *kategorijска topologija* (proučava razne topološke kategorije), *topologija kontinuuma* (proučava povezane kompaktne prostore) i *teorija dimenzije*.

Na razvoj kombinatorne topologije u prvom su redu utjecali problemi geometrije i teorije funkcija kompleksne varijable, pa su glavni objekti proučavanja bili poliedri i mnogostrukosti. U ranijoj fazi razvoja bitan su doprinos dati L. E. J. Brouwer (1881–1966), S. Lefschetz (1884–1972), H. Hopf (1894–1971), P. S. Aleksandrov, J. H. C. Whitehead (1904–1960), K. Borsuk (1950–1982) i S. Pontrjagin (1908–1988). Iz kombinatorne topologije razvile su se neke poddiscipline današnje topologije: *algebarska topologija* (proučava topološki invarijantne algebarske objekte), *diferencijalna topologija* (proučava diferencijalne mnogostrukosti) i *geometrijska topologija* (uključuje teoriju po dijelovima linearnih preslikavanja i teoriju smještanja).

**Topološki prostori i neprekidna preslikavanja.** Osnovne se definicije topologije iskazuju jezikom teorije skupova (v. *Teorija skupova*, TE 12, str. 725). *Topološka struktura* na skupu  $X$  jest skup  $\mathcal{U}$  podskupova od  $X$  sa sljedeća tri svojstva: a) proizvoljna unija članova od  $\mathcal{U}$  član je od  $\mathcal{U}$ ; b) presjek konačnog broja članova od  $\mathcal{U}$  član je od  $\mathcal{U}$ ; c)  $X$  i prazni skup  $\emptyset$  članovi su od  $\mathcal{U}$ . Podskup  $\mathcal{B} \subseteq \mathcal{U}$  je *baza topološke strukture*  $\mathcal{U}$  ako se svaki član od  $\mathcal{U}$  može prikazati kao unija nekih članova od  $\mathcal{B}$ . *Topološki prostor* je skup  $X$  zajedno s nekom topološkom strukturu  $\mathcal{U}$  na  $X$ . Elementi od  $X$  zovu se *točke*, a elementi od  $\mathcal{U}$  *otvoreni skupovi* prostora  $X$ . Podskup  $F \subseteq X$  zatvoren je ako je otvoren skup svih točaka  $x \in X$  koje ne pripadaju skupu  $F$ . Podskup  $V \subseteq X$  okolina je točke  $x \in X$  ako postoji otvoren skup  $U \subseteq X$  sa svojstvom da je  $x \in U \subseteq V$ .

Među najvažnije primjere topoloških prostora ubraja se *prostor realnih brojeva*  $\mathbf{R}$  (v. *Diferencijalni račun*, TE 3, str. 288). Jednu od baza topološke strukture prostora  $\mathbf{R}$  tvore svi interвали  $(a, b) \subseteq \mathbf{R}$ . *Metrika* na skupu  $X$  jest realna funkcija  $d: X \times X \rightarrow \mathbf{R}$ , definirana na skupu  $X \times X$  svih uređenih parova elemenata od  $X$ , koja zadovoljava četiri svojstva navedena u članku *Diferencijalni račun*, TE 3, str. 289.

*Metrički prostor* je skup  $X$  na kojemu je definirana neka metrika. Svaki metrički prostor  $X$  ujedno je i topološki prostor. Bazu topologije tvore sve kugle u  $X$ . *Kugla*  $K(X_0, r)$ , sa središtem u točki  $x_0$  i polujmerom  $r > 0$ , skup je svih točaka  $x \in X$  za koje je  $d(x, x_0) < r$ . Kako je  $\mathbf{R}^n$  metrički prostor, on je ujedno i topološki prostor i zove se *n-dimenzionalni euklidski prostor*.

Svaki podskup  $Y$  topološkog prostora  $X$  i sam je topološki prostor. Otvoreni skupovi od  $Y$  dobiju se presijecanjem otvorenih skupova od  $X$  podskupom  $Y$ . Skup svih točaka iz  $\mathbf{R}^{n+1}$ , koje su udaljene od ishodišta  $O$  za jedinicu (naviše za jedinicu), čini  $n$ -dimenzionalnu sferu  $S^n$  (( $n+1$ )-dimenzionalnu čeliju  $\mathbf{B}^{n+1}$ ). Kao podskupovi od  $\mathbf{R}^{n+1}$ , skupovi  $S^n$  i  $\mathbf{B}^{n+1}$  su topološki prostori. I mnoge druge konstrukcije s topološkim prostorima daju nove topološke prostore. Na primjer, *direktni produkt*  $X \times Y$  prostora  $X$  i  $Y$  je prostor kojemu bazu tvore skupovi  $U \times V$ , gdje je  $U$  otvoren skup u  $X$ , a  $V$  otvoren skup u  $Y$ . Sve to pokazuje da je klasa topoloških prostora vrlo opsežna.

Preslikavanje  $f: X \rightarrow Y$  među topološkim prostorima *neprekidno je u točki*  $x_0 \in X$  ako za svaku okolinu  $V$  točke  $f(x_0)$  postoji okolina  $U$  točke  $x_0$  sa svojstvom da je  $f(U) \subseteq V$ , tj. da je  $f(x) \in V$  za svaku točku  $x \in U$ . Okolina  $V$  predstavlja područje dopuštenog odstupanja približne vrijednosti  $f(x)$  od točne vrijednosti  $f(x_0)$ .